

**Titre:** Modélisation numérique des phénomènes physiques du soudage par friction-malaxage et comportement en fatigue de joints soudés en aluminium 7075-T6.  
**Title:**

**Auteur:** Frédéric Gemme  
**Author:**

**Date:** 2011

**Type:** Mémoire ou thèse / Dissertation or Thesis

**Référence:** Gemme, F. (2011). Modélisation numérique des phénomènes physiques du soudage par friction-malaxage et comportement en fatigue de joints soudés en aluminium 7075-T6. [Thèse de doctorat, École Polytechnique de Montréal].  
**Citation:** PolyPublie. <https://publications.polymtl.ca/540/>

 **Document en libre accès dans PolyPublie**  
Open Access document in PolyPublie

**URL de PolyPublie:** <https://publications.polymtl.ca/540/>  
**PolyPublie URL:**

**Directeurs de recherche:** Yves Verreman, & Priti Wanjara  
**Advisors:**

**Programme:** Génie métallurgique  
**Program:**

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

MODÉLISATION NUMÉRIQUE DES PHÉNOMÈNES PHYSIQUES DU  
SOUDAGE PAR FRICTION-MALAXAGE ET COMPORTEMENT EN  
FATIGUE DE JOINTS SOUDÉS EN ALUMINIUM 7075-T6

FRÉDÉRIC GEMME

DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE  
ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

THÈSE PRÉSENTÉE EN VUE DE L'OBTENTION  
DU DIPLÔME DE PHILOSOPHIAE DOCTOR  
(GÉNIE MÉTALLURGIQUE)

MARS 2011

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Cette thèse intitulée:

MODÉLISATION NUMÉRIQUE DES PHÉNOMÈNES PHYSIQUES DU SOUDAGE PAR  
FRICTION-MALAXAGE ET COMPORTEMENT EN FATIGUE DE JOINTS SOUDÉS EN  
ALUMINIUM 7075-T6

Présentée par : GEMME Frédéric

en vue de l'obtention du diplôme de : Philosophiae Doctor

a été dûment acceptée par le jury d'examen constitué de :

M. TURENNE Sylvain, Ph.D., président

M. VERREMAN Yves, Ph.D., membre et directeur de recherche

Mme. WANJARA Priti, Ph.D., membre et codirectrice de recherche

M. LÉVESQUE Martin, Ph.D., membre

Mme ST-GEORGES Lyne, Ph.D., membre externe

## DÉDICACE

*À mes amours, Myriam, Lily-Anne et Olivia*



## REMERCIEMENTS

Les travaux qui ont mené à cette thèse de doctorat ont débuté en janvier 2006. Nous voici en 2011 et ces cinq années ont été si remplies qu'il faudrait un document bien plus volumineux qu'une thèse pour les décrire. Les mots « durant ma thèse » permettront désormais d'identifier cette période de ma vie si riche en développement professionnel, mais aussi personnel.

« Durant ma thèse », deux articles scientifiques ont été écrits. Ceux qui se donneront la peine de les lire y découvriront une touche d'originalité (du point de vue de la littérature scientifique) et un effort de synthèse particulier qui reflètent ma façon de travailler. Je remercie mon directeur de recherche Yves Verreman d'avoir su me laisser exprimer ces facettes de mon travail tout en y insufflant sa rigueur et sa précision. Je lui souhaite sincèrement un retour à la santé afin qu'il puisse à nouveau transmettre ces qualités si importantes en recherche. Je remercie également ma collègue Myriam Brochu, pour ses précieux conseils, et toutes les personnes avec qui j'ai eu le plaisir de travailler au CNRC. Un merci particulier à Laurent Dubourg pour son implication dans mon travail.

« Durant ma thèse », beaucoup de choses se sont produites par paires : 2 articles ont été écrits, 2 co-directeurs se sont succédés, les 2 équipements avec lesquels j'ai travaillé ont subi des réparations majeures et prolongées (ce n'est pas moi le responsable!). Dans ma vie personnelle aussi : 2 autos, 2 appartements différents puis 2 achats de maisons, les naissances de mes 2 filles et même 2 emplois! Toutefois, il n'y a qu'une seule personne qui mérite toute ma reconnaissance pour m'avoir appuyé durant toutes ces années, pour avoir sacrifié de son temps à elle pour me permettre de finir cette thèse. Myriam, mon Amour, merci.

J'aimerais enfin remercier le CNRC, le CRSNG, le REGAL et ALCAN pour le soutien financier sans lequel un tel projet n'aurait pu être entrepris.

## RÉSUMÉ

Le soudage par frottement-malaxage (*friction stir welding*, FSW) est un procédé d'assemblage réalisé à l'état solide. Cette caractéristique lui confère d'importants avantages lorsqu'il est comparé aux procédés de soudage par fusion couramment utilisés dans l'industrie. Dans le contexte des alliages d'aluminium, le FSW offre la possibilité de souder les alliages de la série 7000, pourtant reconnus pour leur forte sensibilité à la fissuration à chaud. Cette famille d'alliages est souvent utilisée pour la fabrication d'avions. Le développement d'un procédé d'assemblage efficace, à faible consommation énergétique et présentant un potentiel intéressant du point de vue de la résistance mécanique est d'une grande importance pour l'industrie aéronautique.

L'objectif de ce projet de recherche est d'augmenter le capital de connaissances fondamentales relatives au procédé afin de mieux comprendre les phénomènes physiques se produisant lors du soudage. Ces connaissances profiteront ensuite aux intervenants de l'industrie aéronautique qui participent au développement industriel du procédé. Pour atteindre cet objectif, un premier volet du projet est consacré à l'étude théorique du procédé, alors qu'un second porte sur la caractérisation microstructurale et mécanique de joints obtenus dans diverses conditions de soudage.

Le soudage par frottement-malaxage, par la combinaison des mouvements de rotation et de translation d'un outil cylindrique, déforme et chauffe le matériau des pièces soudées. Cette histoire thermomécanique provoque des phénomènes métallurgiques comme la recristallisation des grains et la modification de l'état de précipitation. La modélisation du procédé vise à reproduire cette histoire thermomécanique afin de prédire l'effet du soudage sur la microstructure. Elle permet en particulier d'étudier les mécanismes de création et de conduction de la chaleur et de déterminer de quelle manière ces mécanismes ont une influence prédominante sur les propriétés du joint. Dans ce travail, un modèle numérique par éléments finis a été conçu pour calculer l'histoire thermomécanique du matériau soudé. Les résultats des calculs ont été

comparés à des mesures expérimentales afin de valider le modèle et d'ajuster certains paramètres physiques inconnus.

Les travaux antérieurs portant sur la déformation à chaud de l'alliage 7075 ont montré que le comportement de ce matériau est sensible aux conditions thermomécaniques. Dans un premier temps, en faisant l'hypothèse d'un contact collant, le modèle a été utilisé pour calibrer les paramètres de la loi de comportement du matériau en reproduisant des mesures expérimentales du couple appliqué par l'outil. Le calcul des distributions de température a permis d'établir l'ordre de grandeur du coefficient de transfert de chaleur caractérisant les interfaces entre les pièces soudées et les objets avec lesquels elles sont en contact.

Le modèle a ensuite été utilisé pour étudier l'influence du coefficient de frottement à l'interface matériau/outil sur l'histoire thermomécanique. Cette étude a mis en évidence l'influence des conditions de contact à l'interface quantités relatives de chaleur créées par le frottement outil/métal et par la déformation plastique du matériau. La comparaison avec les couples expérimentaux exercées par l'outil à différentes vitesses de rotation a montré que plus la vitesse est élevée, plus le coefficient de frottement est faible. En conséquence, la chaleur est créée majoritairement en surface et le matériau est moins déformé en profondeur, augmentant le risque de manque de pénétration. La variation des conditions thermomécaniques avec la vitesse de rotation introduit une variation de la microstructure dans le joint soudé. En particulier, la forme du noyau est modifiée puisque les conditions conduisant à la recristallisation ne sont pas atteintes dans le même volume de matériau.

Les travaux de cette thèse ont été réalisés avec un modèle rigide-viscoplastique. Il serait judicieux d'utiliser, dans les travaux futurs, une loi de comportement prenant en compte la partie élastique de la déformation. Cet ajout est nécessaire pour pouvoir reproduire la force verticale appliquée par l'outil sur le matériau par le calcul. La force verticale influence la nature du contact à l'interface matériau/outil et les mécanismes de création de la chaleur, et conséquemment la microstructure du joint soudé. La force verticale a aussi un effet sur l'écoulement du matériau et a un rôle à jouer dans l'apparition de certains défauts.

Le second volet du travail de recherche a été consacré à la caractérisation de la microstructure et des propriétés mécaniques de différents joints soudés en traction monotone et en fatigue. Pour ce faire, une procédure de fabrication visant à produire des joints sans défaut apparent a été conçue. Cette procédure a été utilisée pour obtenir des joints soudés avec cinq combinaisons différentes de paramètres de soudage. L'analyse de la microstructure a montré que la vitesse de rotation de l'outil influence les conditions de recristallisation en raison de la modification des conditions de contact à l'interface matériau/outil. D'autre part, la vitesse d'avance a un effet marqué sur l'état de précipitation dans la zone affectée thermiquement (ZAT). Plus la vitesse est faible, plus l'énergie de soudage est élevée et plus l'adoucissement du matériau dans la ZAT est important.

Les essais mécaniques ont montré que la résistance en fatigue augmente lorsque la vitesse de rotation augmente et que la vitesse d'avance diminue, alors que la tendance contraire est observée en traction monotone. Globalement, la résistance en fatigue des joints FSW dépend principalement de la distance parcourue à chaque révolution de l'outil ( $k$ ), qui correspond au rapport de la vitesse d'avance sur la vitesse de rotation. Lorsque cette distance est grande ( $k \geq 0,66$  mm/tour), la rupture en fatigue survient suite à l'amorçage de fissures à la racine des rainures circulaires laissées par l'outil à la surface du joint. L'espacement entre ces rainures correspond à la distance parcourue par tour. Lorsque cette dernière est petite ( $k \leq 0,2$  mm/tour), l'énergie de soudage est élevée et la résistance en fatigue est limitée par l'adoucissement de la ZAT. La valeur de  $k$  qui maximise la résistance en fatigue se situe vers 0,25-0,30 mm/tour. La présence de microbavures latérales s'est avérée critique au-delà de cet intervalle.

Les résultats de la démarche de caractérisation ont aussi montré qu'une étude de l'effet de la force verticale sur la formation de microbavures latérales pourrait s'avérer utile pour optimiser le procédé. L'élimination des microbavures en ajustant plus précisément cette force, pourrait mener à une amélioration de la résistance en fatigue des joints soudés FSW. Le développement d'une technique de parachèvement permettant d'éliminer ces microbavures et surtout les rainures laissées par l'outil est un autre moyen qui pourrait être utilisé pour atteindre cet objectif sans devoir réduire la vitesse d'avance.

## ABSTRACT

Friction stir welding (FSW) is a solid-state manufacturing process, which gives important advantages as compared to fusion welding processes that are commonly used in the industry. FSW can be used to weld aluminium alloys of the 7000 series, which are highly sensitive to hot cracking when fusion welded. These alloys are widely used for plane manufacturing and the development of an efficient, low-energy welding process that has a strong potential regarding mechanical properties of joints is of great importance for the aerospace industry.

The aim of the present research project is to increase the amount of fundamental knowledge regarding the process by getting a better understanding of the physical phenomena involved in FSW. Such knowledge is required to improve the process in the context of industrial applications. In order to do so, the first part of the project is dedicated to a theoretical study of the process, while the microstructure and the mechanical properties of welded joints obtained in different welding conditions are measured and analyzed in the second part.

The combination of the tool rotating and translating movements induces plastic deformation and heat generation of the welded material. The material thermomechanical history is responsible for metallurgical phenomena occurring during FSW such as recrystallization and precipitate dissolution and coarsening. Process modelling is used to reproduce this thermomechanical history in order to predict the influence of welding on the material microstructure. It is helpful to study heat generation and heat conduction mechanisms and to understand how joint properties are related to them. In the current work, a finite element numerical model based on solid mechanics has been developed to compute the thermomechanical history of the welded material. The computation results were compared to reference experimental data in order to validate the model and to calibrate unknown physical parameters.

Previous work on the hot deformation of 7075 aluminium alloy has shown that the material behaviour is highly sensitive to thermomechanical conditions. First, the model was used with a sticking contact at the tool/workpiece interface to adjust parameters of the material constitutive

law by comparing the computed tool torque to experimental measurements. Heat transfers in contacting objects were also analyzed and the order of magnitude of the heat transfer coefficient at the workpiece/tool and workpiece/backing support interfaces was established.

The model was used to study the effect of the friction coefficient on the thermomechanical history. Results showed that contact conditions at the workpiece/tool interface have a strong effect on relative amounts of heat generated by friction and by plastic deformation. The comparison with the experimental torque applied by the tool for different rotational speeds has shown that the friction coefficient decreases when the rotational speed increases. Consequently, heat generation is far more important near the material/tool interface and the material deformation is shallower, increasing the lack of penetration probability. The variation of thermomechanical conditions with regards to the rotational speed is responsible for the variation of the nugget shape, as recrystallization conditions are not reached in the same volume of material.

Modelling results have shown that future work should be made using a constitutive law that takes the elastic part of the deformation into account. This is required to model the vertical force applied by the tool on the welded material. The contact conditions at the material/tool interface, heat generation mechanisms and material flow may depend on the vertical force, as are the joint microstructure and the presence of some welding defects.

The second part of the research project was dedicated to a characterization of the welded joints microstructure and mechanical properties. Sound joints were obtained by using a manufacturing procedure involving process parameters optimization and quality control of the joint integrity. Five different combinations of rotational and advancing speeds were studied. Microstructure observations have shown that the rotational speed has an effect on recrystallization conditions because of the variation of the contact conditions at the material/tool interface. On the other hand, the advancing speed has a strong effect on the precipitation state in the heat affected zone (HAZ). The heat input increases when the advancing speed decreases. The material softening in the HAZ is then more pronounced.

Mechanical testing of the welded joints showed that the fatigue resistance increases when the rotational speed increases and the advancing speed decreases. The fatigue resistance of FSW joints mainly depends on the ratio of the advancing speed on the rotational speed, called the welding pitch  $k$ . When the welding pitch is high ( $k \geq 0,66$  mm/rev), the fatigue resistance depends on crack initiation at the root of circular grooves left by the tool on the weld surface. The size of these grooves is directly related to the welding pitch. When the welding pitch is low ( $k \leq 0,2$  mm/rev), the heat input is high and the fatigue resistance is limited by the HAZ softening. The fatigue resistance is optimized when  $k$  stands in the 0,25-0,30 mm/rev range. Outside that range, the presence of small lateral lips is critical.

The results of the characterization part of the project showed that the effects of the applied vertical force on the formation of lateral lips should be submitted to further investigations. The elimination of the lateral lip, which could be achieved with a more precise adjustment of the vertical force, could lead to an improved fatigue resistance. The elimination of lateral lips, but also the circular grooves left by the tool, may be obtained by developing an appropriate surfacing technique and could lead to an improved fatigue resistance without reducing the advancing speed.

## TABLE DES MATIÈRES

DÉDICACE.....	III
REMERCIEMENTS .....	IV
RÉSUMÉ.....	V
ABSTRACT .....	VIII
TABLE DES MATIÈRES .....	XI
LISTE DES TABLEAUX.....	XVI
LISTE DES FIGURES.....	XVII
LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS .....	XXII
INTRODUCTION.....	1
Contexte .....	1
Problématique.....	2
Objectifs .....	3
Organisation du document .....	5
CHAPITRE 1   REVUE CRITIQUE DE LA LITTÉRATURE .....	6
1.1   Description du procédé.....	7
1.1.1   Principe.....	7
1.1.2   Paramètres du procédé .....	8
1.1.2.1   Géométrie de l’outil .....	9
1.1.2.2   Les paramètres d’opération .....	11
1.1.3   Les défauts de soudage.....	14
1.2   Phénomènes physiques se produisant au cours du FSW.....	15
1.2.1   Déformation plastique du matériau soudé.....	15
1.2.2   Création de la chaleur.....	20



1.2.3	Puissance et énergie de soudage.....	22
1.2.4	Cycles de température .....	24
1.3	Microstructure du joint soudé .....	24
1.3.1	Microstructure typique .....	25
1.3.2	Soudage FSW des alliages de la série 7XXX .....	27
1.4	Modélisation du soudage par frottement-malaxage .....	28
1.4.1	Stratégies de modélisation.....	29
1.4.2	Les modèles thermiques .....	30
1.4.2.1	Calcul de la puissance de frottement.....	31
1.4.2.2	Pertes dans l'outil .....	33
1.4.2.3	Évolution de la température .....	34
1.4.3	Modèles thermomécaniques.....	39
1.4.3.1	Modèles basés sur la dynamique des fluides.....	40
1.4.3.2	Modèles basés sur la mécanique du solide.....	42
1.4.4	Modèles mixtes .....	48
1.5	Caractérisation mécanique .....	49
1.5.1	Microdureté .....	49
1.5.2	Résistance à la traction.....	51
1.5.3	Résistance en fatigue.....	52
1.5.3.1	Amorçage de fissures et courbes d'endurance .....	53
1.5.3.2	Vitesse de propagation .....	56
1.6	Conclusions de la revue de littérature .....	58
CHAPITRE 2	DÉMARCHE ET ORGANISATION DE LA RECHERCHE.....	60
2.1	Étude théorique préliminaire.....	60

2.2	Étude expérimentale de la phase d'attente .....	62
2.3	Calcul de l'histoire thermomécanique de la phase d'attente .....	64
2.4	Fabrication de joints soudés .....	66
2.5	Caractérisations microstructurale et mécanique des joints soudés.....	69
CHAPITRE 3      ARTICLE 1 : NUMERICAL ANALYSIS OF THE DWELL PHASE IN FRICTION STIR WELDING AND COMPARISON WITH EXPERIMENTAL DATA.....		72
3.1	Abstract .....	72
3.2	Introduction .....	72
3.3	The thermomechanical problem.....	76
3.4	Reference experimental data .....	79
3.5	Numerical model .....	85
3.6	Evolution of torque in time: influence of heat generation and heat conduction .....	89
3.7	Strain distribution: sliding contact versus sticking contact.....	93
3.8	Conclusions .....	99
3.9	Acknowledgements .....	100
3.10	References .....	100
CHAPITRE 4      EFFECT OF WELDING PARAMETERS ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF AA7075-T6 FRICTION STIR WELDED JOINTS.....		104
4.1	Abstract .....	104
4.2	Introduction .....	105
4.3	Welding conditions .....	109
4.4	Microstructural Characterization.....	113
4.5	Mechanical Characterization.....	117
4.6	Failure analysis.....	120
4.7	Discussion .....	123

4.8	Conclusions .....	127
4.9	Acknowledgements .....	128
4.10	References .....	128
CHAPITRE 5 DISCUSSION GÉNÉRALE .....		131
5.1	Histoire thermomécanique du matériau soudé .....	131
5.1.1	Phénomènes mécaniques .....	132
5.1.2	Phénomènes thermiques .....	132
5.1.3	Phénomènes métallurgiques .....	133
5.2	Modélisation de l'histoire thermomécanique à l'aide d'un modèle par éléments finis	134
5.2.1	Variation du couple durant la phase d'attente .....	134
5.2.2	Influence des paramètres de la loi de comportement .....	135
5.2.3	Influence du coefficient de transfert de chaleur .....	136
5.2.4	Optimisation des paramètres ajustables du modèle .....	137
5.2.5	Effet de la vitesse de rotation de l'outil .....	138
5.2.6	Influence de la condition de contact .....	139
5.3	Effets de la condition de contact outil/matériau sur la microstructure du joint .....	142
5.4	Discussion sur l'ensemble de la démarche de modélisation .....	144
5.5	Caractérisation microstructurale et mécanique .....	146
5.5.1	Causes de rupture en fatigue d'un joint FSW .....	147
5.5.2	Fabrication de joints soudés de bonne qualité .....	150
5.5.2.1	Optimisation de la force verticale .....	150
5.5.2.2	Optimisation de la longueur du pion .....	151
5.5.3	Effet des paramètres de soudage sur le comportement en fatigue .....	152
5.5.3.1	Courbes d'endurance .....	152

5.5.3.2	Analyse fractographique .....	153
5.5.3.3	Facteurs déterminants pour la résistance en fatigue.....	155
5.6	Discussion sur la caractérisation microstructurale et mécanique.....	156
CONCLUSIONS.....		160
BIBLIOGRAPHIE .....		163

## LISTE DES TABLEAUX

Table 3-1: Thermal properties of solid 7075 aluminium alloy .....	88
Table 3-2: Torques and powers computed after 1 s of dwell phase .....	97
Table 4-1: Welding parameters for the five welding conditions.....	111
Table 4-2: Measured and calculated welding variables .....	113
Table 4-3: Measured tensile properties for the base material and the five welding conditions...	118
Table 4-4: Distribution of crack initiation sites for the five welding conditions .....	121
Table 4-5: Fatigue strength and joint efficiency for $N = 10^5$ and $10^7$ cycles to fracture.....	124
Tableau 5-1: Valeurs de la contrainte d'écoulement à différentes températures .....	137
Tableau 5-2: Valeurs moyennes de la vitesse de déformation en deux points sous l'outil pour différentes conditions de frottement ( $\omega = 600$ rpm).....	140

## LISTE DES FIGURES

Figure 1-1: Principales composantes de l'outil de soudage et soudure bout à bout entre deux tôles.....	8
Figure 1-2: Épaulement texturé : a) Rainures complètes; b) Rainures partielles (Burford, Tweedy et al., 2006).....	10
Figure 1-3: Intervalle de conditions de soudage optimales en fonction de la force verticale appliquée (Kim, Fujii et al., 2006). ....	14
Figure 1-4: Description schématique de l'écoulement du matériau (Schneider, J. A. et Nunes Jr., 2004). ....	16
Figure 1-5: Déplacement d'un film traceur transversal dans l'épaisseur de la plaque, autour du pion (en haut) et sous l'épaulement (en bas) (Zhao, Lin et al., 2005). ....	18
Figure 1-6: Dépôt du matériau à l'arrière de l'outil (Chen, Pasang et al., 2006). ....	18
Figure 1-7: Profil de microdureté obtenu sur des bandes côte-à-côte d'un joint réalisé à partir des alliages AA2024 et AA7075 (Sato, Kurihara et al., 2006). ....	19
Figure 1-8: Couche d'intermétallique formée à la surface de l'outil lors du soudage par FSW de l'alliage AA5083 sur une distance de 4,8 m (Chen, Pasang et al., 2006). ....	22
Figure 1-9: Couple mesuré lors du soudage de joints obtenus pour les alliages AA5083, AA6082 et la combinaison des deux, pour différentes conditions de soudage (Peel, M. J., Steuwer et al., 2006).....	23
Figure 1-10: Vue transversale du joint soudé: a) Noyau ; b) Zone affectée thermomécaniquement (ZATM) ; c) Zone affectée thermiquement (ZAT) ; d) Matériau de base.....	25
Figure 1-11: Microstructure d'une tôle d'aluminium 7075-T6 : a) avant le soudage; b) après le soudage, dans le noyau. ....	25

Figure 1-12: Champs de température calculés à l'aide d'un modèle thermique pour l'alliage T1-6Al-4V: a) Coupe longitudinale; b) Coupe transversale; c) Vue en plan de la surface des tôles soudées (Nandan, Lienert et al., 2008).....	36
Figure 1-13: Représentation eulérienne de l'écoulement (Colegrove et Shercliff, 2005). ....	41
Figure 1-14: Représentation de l'écoulement sous la forme de lignes de courant. Le modèle est utilisé pour comparer l'effet de trois géométries d'outil différentes (Colegrove, P. A. et Shercliff, H. R., 2004). ....	43
Figure 1-15: Utilisation d'une formulation ALE pour modéliser l'écoulement plastique du matériau et prédire l'apparition de défaut de soudage (Schmidt, H. et Hattel, 2005). ....	46
Figure 1-16: Profil de microdureté pour 4 alliages différents: a) 1050-O; b) 5083-O; c) 6061-T6; d) 7075-T6 (Uematsu, Tokaji et al., 2009).....	50
Figure 1-17: Résistance en fatigue de joints soudés à l'aide de 3 procédés différent: soudage à l'électrode fusible sous protection gazeuse avec courant pulsé (MIG pulse), soudage à l'électrode inerte sous protection gazeuse (TIG), Soudage par frottement-malaxage (FSW) (Ericsson et Sandström, 2003). ....	56
Figure 1-18: Schéma illustrant la disposition des échantillons utilisés pour mesurer la vitesse de propagation de fissure dans le noyau et dans la ZAT du joint soudé (Jata, Sankaran et al., 2000). ....	57
Figure 2-1: Variation du couple durant les phases de plongée et d'attente.....	63
Figure 2-2: Machine de soudage par frottement-malaxage MTS I-stir du CTFA. ....	66
Figure 2-3: Variation du couple durant les phases de plongée, d'attente et d'avance. ....	67
Figure 2-4: Bavures latérales excessives obtenues en utilisant une force verticale trop grande.....	68
Figure 2-5: Échantillons soumis à un test de pliage. À gauche: détection d'un défaut à la racine; à droite: aucun défaut détecté. ....	68
Figure 2-6: Matrice expérimentale de la démarche de caractérisation microstructurale et mécanique.....	69

Figure 2-7: Rainures circulaires laissées par l'outil à la surface du joint ( $v = 10 \text{ mm/s}$ , $\omega = 600 \text{ rpm}$ ).....	70
Figure 3-1: The friction stir welding process .....	73
Figure 3-2: Available relationships between material flow stress and temperature ( Strain rate = $100 \text{ s}^{-1}$ ).....	80
Figure 3-3: Experimental recording of torque during the plunge and dwell phases .....	81
Figure 3-4: Microstructure evolution during the plunge and dwell phases at 600 rpm; (a) Before shoulder contact; (b) End of plunge phase (0.2 mm penetration); (c) After a dwell phase of 0.5 s; (d) After a dwell phase of 1.0 s; (e) After a dwell phase of 2.0 s (the dotted line corresponds to the TMAZ/HAZ boundary) .....	83
Figure 3-5: Microstructure evolution during the plunge and dwell phases at 1200 rpm; (a) Before shoulder contact; (b) End of plunge phase (0.2 mm penetration); (c) After a dwell phase of 0.5 s; (d) After a dwell phase of 1.0 s; (e) After a dwell phase of 2.0 s (the dotted line corresponds to the TMAZ/HAZ boundary) .....	84
Figure 3-6: objects; (a) Welding tool; (b) Workpiece (coarse mesh, 6463 elements, 1764 nodes); (c) Workpiece (fine mesh, 141195 elements, 27713 nodes) .....	87
Figure 3-7: Computed vs. experimental torque during the dwell phase ( $h = 20000 \text{ W/m}^2\text{K}$ ) .....	90
Figure 3-8: Effect of heat transfer coefficient on computed torque at $\omega = 600 \text{ rpm}$ ( $K_0 = 20 \text{ MPa}$ ).....	91
Figure 3-9: Computed temperature fields after 1 s; (a) $K_0 = 20 \text{ MPa}$ , $h = 2500 \text{ W/m}^2\text{K}$ ; (b) $K_0 = 15 \text{ MPa}$ , $h = 10000 \text{ W/m}^2\text{K}$ ; (c) $K_0 = 10 \text{ MPa}$ , $h = 20000 \text{ W/m}^2\text{K}$ .....	92
Figure 3-10: Computed torque at 600 and 1200 RPM for $K_0 = 15 \text{ MPa}$ and $h = 10000 \text{ W/m}^2\text{K}$ .....	93
Figure 3-11: Strain rate fields for different friction coefficient and for the perfectly sticking contact ( $\omega = 600 \text{ RPM}$ , logarithmic scale) .....	95
Figure 4-1: The friction stir welding process .....	106



Figure 4-2: Drawing of the welded joint and specimen layout (B1 and B2: Bending specimens, T1 and T2: Tensile specimens, F1 to F6: Fatigue specimens) .....	110
Figure 4-3: Optical macrographs of the weld cross-section for the five welding conditions given in Table 4-1 .....	114
Figure 4-4: Microhardness maps of the weld cross-section for the five welding conditions given in Table 4-1 .....	116
Figure 4-5: Effect of rotational speed on the fatigue resistance of FSW joints (advancing speed = 10 mm/s) .....	119
Figure 4-6: Effect of advancing speed on the fatigue resistance of FSW joints (rotational speed = 600 rpm).....	119
Figure 4-7: Fatigue resistance of FSW joints manufactured with the same welding pitch of 0.5 (C: Heat input = 185 J/mm; D: Heat input = 240 J/mm) .....	120
Figure 4-8: Typical fracture surface for welding conditions A ( $v = 10$ mm/s; $\omega = 600$ rpm) and B ( $v = 10$ mm/s; $\omega = 900$ rpm) .....	121
Figure 4-9: Typical fracture surface for welding conditions C ( $v = 10$ mm/s; $\omega = 1200$ RPM) and D ( $v = 5$ mm/s; $\omega = 600$ RPM) .....	122
Figure 4-10: Lateral lip on the retreating side of a weld produced with welding condition C .....	123
Figure 4-11: Schematic representation of the effect of the welding pitch on crack initiation sites and fatigue strength.....	126
Figure 5-1: Variation du couple durant la phase d'attente: comparaison d'un comportement parfaitement plastique et d'un comportement viscoplastique.....	139
Figure 5-2: Variation de la puissance totale, de la puissance de déformation et de la puissance de frottement avec le coefficient de frottement ( $\omega = 1200$ rpm). .....	141
Figure 5-3: Illustration schématique de la forme du noyau: a) forme concave; b) forme convexe.....	142

Figure 5-4: Grains du noyau :a) pour $\omega = 600$ rpm ( $d \approx 2 \mu\text{m}$ ); b) pour $\omega = 1200$ rpm ( $d \approx 4 \mu\text{m}$ ) .....	144
Figure 5-5: Amorçage de fissure de fatigue au fond des rainures superficielles laissées par l'outil ( $\omega = 600$ rpm).....	149
Figure 5-6: Distribution des sites d'amorçage pour les cinq conditions de soudage: A ( $\omega = 600$ rpm, $v = 10$ mm/s); B ( $\omega = 900$ rpm, $v = 10$ mm/s); C ( $\omega = 1200$ rpm, $v = 10$ mm/s); D ( $\omega = 600$ rpm, $v = 5$ mm/s); E ( $\omega = 600$ rpm, $v = 2$ mm/s).....	154
Figure 5-7: Influence de la distance parcourue par tour sur la résistance en fatigue à $10^7$ cycles.....	157
Figure 5-8: Brosse en acier inoxydable.....	158
Figure 5-9: Effet du brossage sur la résistance en fatigue de joint FSW ( $\omega = 600$ rpm, $v = 10$ mm/s).....	159

## LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

A	Allongement à la rupture
ALE	Formulation Lagrangienne-Eulérienne arbitraire ( <i>Arbitrary lagrangian eulerian</i> )
$b_1$	Effusivité du matériau soudé
$b_2$	Effusivité du matériau de l'outil
c	Chaleur spécifique
D	Diffusivité thermique
FEM	Méthode des éléments finis ( <i>Finite element method</i> )
FSW	Soudage par frottement malaxage ( <i>Friction stir welding</i> )
$F_x$	Force longitudinale
$F_z$	Force verticale
$\vec{F}$	Force volumique agissant sur un fluide
GP	Guinier-Preston
h	Coefficient de transfert de chaleur à l'interface entre deux milieux
$h_p$	Longueur du pion de l'outil de soudage
H	Énergie de soudage ( <i>Heat input</i> )
HAZ	Zone affectée thermiquement ( <i>Heat affected zone</i> )
k	Distance parcourue par tour ( <i>Welding pitch</i> )
$k_T$	Conductivité thermique
K	Consistance viscoplastique
$K_0$	Paramètre ajustable de la consistance viscoplastique
LOP	Manque de pénétration au soudage ( <i>Lack of penetration</i> )
m	Indice de sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation
M	Couple

$n$	Indice de sensibilité de la contrainte d'écoulement à la déformation
$N$	Nombre de cycles à la rupture
$p$	Indice de sensibilité du cisaillement à l'interface à la vitesse de glissement
$P$	Pression
$Q$	Énergie d'activation
$r$	Rayon d'un point en coordonnées cylindriques
$r_0$	Position initiale selon $r$
$R$	Constante des gaz parfaits
$R_{ép}$	Rayon de l'épaulement de l'outil de soudage
$R_{\sigma}$	Rapport des contraintes minimales et maximales lors d'une variation cyclique
RPM	Révolutions par minute
$t$	Temps
$T$	Température
$T_0$	Température initiale uniforme de la pièce soudée
$T_F$	Température de fusion
$T_S$	Température du solidus de l'alliage
TMAZ	Zone affectée thermomécaniquement ( <i>Thermomechanically affected zone</i> )
UTS	Résistance à la traction ( <i>Ultimate tensile strength</i> )
$v$	Vitesse d'avance de l'outil
$v_g$	Vitesse de glissement à l'interface outil-matériau
$v_s$	Vitesse de glissement à l'interface outil-matériau ( <i>Sliding velocity</i> )
$\vec{v}$	Champ de vitesse
$\dot{W}_{m\acute{e}canique}$	Puissance mécanique utilisée pour le soudage
$\dot{W}_{Force}$	Contribution de la force longitudinale à la puissance totale

$\dot{W}_{Torque}$	Contribution du couple à la puissance totale ( <i>Torque power</i> )
$\dot{W}_\varepsilon$	Puissance de déformation plastique
$\dot{W}_f$	Puissance de frottement
$\dot{W}_\mu$	Puissance de dissipation visqueuse
$\dot{W}_{Total}$	Puissance totale
$z$	Coordonnée selon l'axe vertical
$z_0$	Position initiale selon $z$
$Z$	Paramètre de Zener-Hollomon
ZAT	Zone affectée thermiquement
ZATM	Zone affectée thermomécaniquement
$\alpha$	Coefficient de frottement (Frottement viscoplastique)
$\beta$	Paramètre de dépendance en température de la contrainte d'écoulement
$\Gamma$	Surface de contact entre l'outil et le matériau
$\varepsilon_R$	Émissivité du matériau
$\varepsilon$	Déformation du matériau
$\dot{\varepsilon}$	Vitesse de déformation généralisée
$\eta$	Rendement
$\theta$	Angle autour de l'axe $z$ en coordonnées cylindriques
$\theta'$	Précipités métastables
$\mu_f$	Coefficient de frottement (Frottement de Coulomb)
$\mu$	Viscosité du matériau
$\rho$	Densité du matériau
$\sigma_R$	Constante de Stefan
$\sigma$	Contrainte normale appliquée

$\sigma_0$	Contrainte d'écoulement du matériau
$\sigma_f$	Amplitude de contrainte à la rupture pour un nombre donné de cycles
$\sigma_y$	Limite d'élasticité du matériau en traction ( <i>Yield strength</i> )
$\tau$	Cisaillement à l'interface outil-matériau
$\varphi_C$	Flux de chaleur par conduction
$\varphi_{Côté}$	Flux de chaleur engendré par le frottement sur la surface du côté de la tige
$\varphi_{Ép}$	Flux de chaleur engendré par le frottement sur la surface de l'épaule
$\varphi_f$	Flux de chaleur engendré par le frottement
$\varphi_R$	Flux de chaleur par radiation
$\varphi_{Tige}$	Flux de chaleur engendré par le frottement sur la surface du bout du pion
$\varnothing$	Diamètre
$\omega$	Vitesse de rotation de l'outil
$\Omega$	Volume déformé

## INTRODUCTION

### Contexte

Le soudage par frottement-malaxage<sup>1</sup> (*Friction stir welding*, FSW) est un procédé d'assemblage breveté depuis 1991 (Thomas, Nicholas et al., 1991) qui est de plus en plus utilisé dans l'industrie de la fabrication, et ce à travers le monde. Bien présent dans les domaines de la construction navale et ferroviaire, le FSW présente de nombreux atouts qui en font une technologie potentiellement avantageuse dans l'assemblage de structures aéronautiques et automobiles.

Certains métaux, tels que les alliages d'aluminium utilisés en aéronautique (séries 2XXX et 7XXX), ont des propriétés métallurgiques qui les rendent peu ou pas soudables par fusion. En effet, la présence de cuivre, entre autres, augmente l'ampleur du retrait volumique lors de la solidification, rendant ces alliages sensibles à la fissuration à chaud et à la formation de porosités. Le soudage par frottement malaxage est maintenant reconnu comme une technique d'assemblage permettant d'éviter de tels problèmes, puisque le matériau demeure à l'état solide.

L'utilisation du FSW pour réaliser l'assemblage de structures en alliages d'aluminium présente de nombreux attraits pour l'industrie aéronautique, notamment pour certaines entreprises de ce secteur qui sont situées dans la région de Montréal au Canada, maintenant reconnue comme le 3<sup>e</sup> pôle mondial en importance de la fabrication aéronautique après Seattle et Toulouse. L'étude du FSW constitue un des axes de recherche du Centre des Technologies de Fabrication en Aérospatiale (CTFA), faisant partie de l'Institut de Recherche en Aérospatiale du Conseil National de Recherches du Canada (IRA-CNRC). Ce centre de recherche a pour mission d'aider ces entreprises à améliorer la qualité de leurs produits et leur efficacité en les appuyant dans le

---

<sup>1</sup> La terminologie française officielle utilisée par les normes de soudage (ISO, IIS/IIW) est « soudage par friction-malaxage ». Toutefois, le terme « frottement » est plus usuel dans la description du phénomène en génie mécanique et sera utilisé dans cette thèse.

développement et le transfert de technologies par le biais de projets de recherche axés sur les besoins industriels. L'objectif de la recherche conjointe entre l'École Polytechnique et le CTFA est d'augmenter le capital de connaissances fondamentales relatives au procédé de soudage par frottement-malaxage (Friction Stir Welding, FSW) afin de permettre au CTFA de mieux remplir sa mission.

## **Problématique**

Le FSW peut être utilisé pour réaliser plusieurs types de joints soudés, notamment les joints de recouvrement et les joints bout à bout, deux configurations communément utilisées dans l'assemblage des tôles minces. Le FSW peut être décrit par l'action d'un outil cylindrique en rotation muni d'une tige à son extrémité. Au cours de la phase de plongée, cette tige est enfoncée dans l'interface entre les pièces à assembler. La pénétration est complétée lorsque le bout du cylindre en périphérie de la tige, appelé épaulement, entre en contact avec la surface des pièces. L'outil en rotation est maintenu en place pendant quelques secondes (phase d'attente), puis il est soumis à un mouvement de translation dans le sens du joint (phase d'avance). Le frottement à l'interface entre l'outil et le matériau doit être suffisamment important pour provoquer l'écoulement du métal, de manière à éliminer l'interface entre les pièces. Cette technique, contrairement aux procédés de soudage à l'arc électrique ou au laser, ne fait pas fondre l'alliage.

Lors du soudage, le matériau est soumis à du frottement, à des variations de température et à une déformation plastique intense. Cette histoire thermomécanique a une grande influence sur la microstructure résultante du joint soudé et sur la présence de défauts dans ce dernier. Cette influence est d'autant plus complexe que les phénomènes thermiques et mécaniques sont interdépendants. Par exemple, la déformation plastique dissipe de la chaleur et le matériau est plus facile à déformer lorsqu'il est plus chaud.

Les mécanismes physiques qui gouvernent la création de la chaleur et la déformation plastique du matériau doivent être étudiés. D'une part, les effets des paramètres de soudage sur l'histoire thermomécanique ne sont pas identifiés précisément. De plus, l'influence de l'histoire



thermomécanique subie par le matériau sur sa microstructure résultante et sur la présence de défauts dans le joint soudé n'a pas été étudiée de façon systématique. D'une manière plus générale, le manque de connaissances fondamentales quant aux phénomènes thermomécaniques se produisant lors du soudage fait en sorte qu'il est difficile de comprendre les effets des paramètres de soudage sur les propriétés du joint soudé.

Du point de vue industriel, la performance mécanique des joints soudés constitue l'aspect le plus critique d'un procédé de soudage. Cette performance est souvent établie à partir d'essais de traction. Cette méthode, couramment utilisée au CTFA, est relativement rapide, mais elle ne permet pas de mesurer la performance mécanique à long terme du joint soudé, en particulier lorsque ce dernier est soumis à des contraintes cycliques. La connaissance de la résistance en fatigue des joints soudés est critique pour l'utilisation du FSW dans la fabrication d'aéronefs. Toutefois, l'effet de la microstructure et des défauts présents dans le joint soudé sur la résistance en fatigue n'a pas été étudiée de façon systématique. Une telle étude est essentielle à la définition des paramètres de soudage permettant d'obtenir un joint soudé dont les propriétés sont optimales.

## **Objectifs**

L'objectif principal des travaux de recherches présentés dans cette thèse est d'augmenter le capital de connaissances fondamentales relatives au FSW auquel le personnel du CTFA aura accès afin de mieux remplir sa mission auprès des entreprises canadiennes intéressées par ce procédé. En ce sens, les travaux seront réalisés sur des joints bout à bout produits à partir de tôles d'alliage d'aluminium 7075-T6 de 2 et 2,3 mm d'épaisseur puisque cette configuration revêt une importance considérable dans la fabrication d'un fuselage d'avion. En outre, la communauté scientifique en général pourra profiter de ces connaissances par le biais de publications.

D'une manière plus précise, ces travaux permettront de mieux comprendre les liens qui existent entre les paramètres de soudage, l'histoire thermomécanique imposée au matériau et la microstructure de ce dernier, ainsi que les défauts produits lors du soudage. Ces liens seront étudiés et analysés au cours d'une démarche théorique visant à représenter les phénomènes

thermiques et mécaniques ayant cours lors du FSW. Cette représentation sera réalisée au moyen de calculs numériques, par la méthode des éléments finis, de l'histoire thermomécanique du matériau soumis à l'action de l'outil. Cette partie du travail de recherche s'articule donc autour des objectifs suivants :

- Concevoir, à l'aide d'un code d'éléments finis utilisé pour la modélisation des procédés de mise en forme, un modèle numérique permettant de calculer l'histoire thermomécanique du matériau durant la phase d'attente du procédé FSW;
- Produire, pour différentes vitesses de rotation de l'outil, des données expérimentales de référence;
- Calibrer les paramètres physiques inconnus du modèle numérique;
- Calculer l'histoire thermomécanique du matériau lors de la phase d'attente du FSW;
- Comprendre les mécanismes de création de chaleur par le frottement et la déformation plastique et en quantifier les parts relatives en fonction de la vitesse de rotation;
- Comprendre l'effet de l'histoire thermomécanique sur la microstructure résultante du joint soudé.

D'autre part, la relation entre la microstructure du joint, incluant la présence de défauts, et ses propriétés mécaniques, sera aussi étudiée de façon systématique. Pour ce faire, des joints soudés de bonne qualité seront fabriqués, puis soumis à des essais de traction et de fatigue. Leur microstructure et leur surface seront parallèlement caractérisées. Une étude fractographique permettra ensuite de déceler les différentes sources de rupture. En particulier, l'atteinte des objectifs suivants permettra de compléter cette étude :

- Concevoir une procédure de fabrication systématique permettant d'obtenir des joints soudés sans défaut apparent;
- Fabriquer des joints sans défaut apparent, i.e. exempts de bavures excessives ou d'un manque de pénétration pour différentes conditions de soudage;
- Caractériser la microstructure et la surface des joints soudés;
- Mesurer les propriétés mécaniques en traction et en fatigue des joints soudés;
- Déterminer la cause de la rupture pour chaque condition de soudage considérée et quantifier l'influence des divers défauts métallurgiques et géométriques sur la résistance en fatigue;

- Analyser les liens entre les paramètres de soudage (vitesse d'avance et vitesse de rotation de l'outil), la microstructure et les propriétés mécaniques.

## **Organisation du document**

Le présent document vise à montrer l'ensemble de la démarche de recherche qui a été poursuivie dans le but d'atteindre les objectifs présentés. Dans un premier temps, la littérature concernant le soudage par frottement-malaxage des alliages d'aluminium a été analysée afin de circonscrire l'ensemble des connaissances à approfondir. Cette analyse est présentée au premier chapitre.

L'ensemble des travaux de recherche réalisés dans le cadre de ce projet est constitué de deux volets. Une étude théorique de l'histoire thermomécanique au moyen d'un modèle numérique constitue le premier volet, alors qu'une étude expérimentale visant à faire le lien entre les paramètres opératoires, la microstructure des joints et la résistance en fatigue de ces derniers constitue le second. Ces deux volets ne sont pas indépendants. Les liens existants entre eux et leur place respective dans la démarche de l'ensemble du travail seront présentés au chapitre 2.

Les travaux de recherches réalisés au cours du projet ont mené à la rédaction de deux articles scientifiques qui ont été soumis à des revues avec comité de lecture. Ces deux articles constituent les chapitres 3 et 4 du présent document. Le premier article porte sur l'analyse de la phase d'attente du procédé à l'aide d'un modèle numérique, basé sur la méthode des éléments finis, qui a permis de calculer l'histoire thermomécanique pour différentes conditions de soudage. Le second article porte sur la caractérisation de la microstructure et des propriétés mécaniques de joints soudés dans différentes conditions et soumis à des chargements monotones et cycliques.

Une discussion générale sera ensuite présentée au chapitre 5. Cette discussion portera sur l'ensemble des travaux en regard des objectifs, des conclusions de la revue critique de la littérature et des résultats de la recherche. Les conclusions tirées des travaux présentés dans cette thèse seront enfin énoncées.

## CHAPITRE 1 REVUE CRITIQUE DE LA LITTÉRATURE

Depuis sa création au début des années 1990 (Thomas, Nicholas et al., 1991), le soudage par frottement-malaxage est devenu attrayant pour plusieurs entreprises. En conséquence, il a été abondamment étudié dans plusieurs départements de sciences appliquées et d'ingénierie dans les universités du monde entier. Dans les années 1990, le cœur des travaux a porté sur la faisabilité du soudage à l'aide de ce procédé et l'exploration des possibilités de ce dernier: soudage de différentes configurations de joint, soudage de deux alliages différents, soudage de composites à matrice métallique, utilisation de différentes formes d'outils, etc. Ces travaux ont permis de connaître suffisamment le procédé pour qu'il soit utilisé industriellement, surtout pour le soudage des alliages d'aluminium dans les industries navales et ferroviaires.

Ces recherches initiales ont permis de mettre en lumière un aspect fondamental dont il faut tenir compte dans l'étude du FSW. En effet, les corrélations entre paramètres de soudage et propriétés du joint sont difficilement généralisables, puisque cette corrélation passe par un troisième élément, la microstructure résultante du joint. Or la réponse microstructurale d'un matériau soumis au FSW peut varier considérablement d'un alliage à l'autre, et ce même pour des alliages d'une même famille. De nombreux travaux ont ainsi été réalisés afin d'établir les liens entre les paramètres de soudage et les propriétés du joint. Cette approche permet d'optimiser une configuration géométrie-matériau donnée, mais a peu d'impact sur l'avancement de la connaissance fondamentale de ce procédé. Depuis quelques années toutefois, les phénomènes physiques entrant en jeu lors du FSW sont davantage étudiés. La microstructure des joints est souvent caractérisée et la modélisation numérique est utilisée pour réaliser des calculs qui permettent de mieux comprendre le procédé FSW.

Cette section sera d'abord consacrée à une revue des travaux qui ont été réalisés dans le but d'améliorer la compréhension de l'effet des paramètres du procédé sur les phénomènes physiques et métallurgiques qui sont engendrés par le soudage. Par la suite, les différentes approches utilisées pour modéliser le FSW seront présentées. Les résultats relatifs à la mesure des propriétés

mécaniques des joints soudés en utilisant le procédé FSW seront exposés dans une troisième partie.

## 1.1 Description du procédé

Cette section est consacrée à la description du procédé de soudage par frottement-malaxage. Le principe de la technologie sera d'abord présenté, puis les paramètres de soudage et leurs effets respectifs sur la qualité du soudage seront décrits. Enfin, les défauts qui peuvent se retrouver dans les joints soudés seront présentés.

### 1.1.1 Principe

Le soudage par frottement-malaxage est réalisé à l'aide d'un outil (Figure 1-1) dont la forme générale est cylindrique ou conique et dont l'extrémité est prolongée d'un pion (*pin*). Ce pion a un diamètre inférieur à l'outil et peut prendre une multitude de formes. La face circulaire inférieure de l'outil qui entoure le pion est appelé épaulement (*shoulder*). L'outil est mis en rotation par un moteur hydraulique ou électrique. Une translation verticale vers le bas est imposée à l'outil afin d'enfoncer le pion dans l'interface entre les pièces à assembler, jusqu'à ce que l'épaulement entre en contact avec la surface des pièces à assembler. Cette étape porte le nom de phase de plongée (*plunge phase*). L'outil en rotation est ensuite maintenu en place pendant quelques secondes afin d'augmenter la température du matériau environnant. Cette seconde étape est la phase d'attente (*dwell phase*). Lorsque le matériau est suffisamment chaud, l'outil est soumis à un mouvement de translation horizontal dans le sens du joint. Il s'agit de la phase d'avance (*advancing phase*). Le soudage se termine par une remontée de l'outil, laissant un trou résiduel au bout du joint soudé. Pour éviter une telle situation, le soudage peut être effectué sur une distance supplémentaire afin d'éliminer le trou en coupant la portion de l'assemblage en trop.

Au cours du soudage, le pion, en profondeur, et l'épaulement, en surface, exercent une forte pression sur le matériau environnant. Il en résulte une forte force de frottement à l'interface entre ce dernier et l'outil. Cette force de frottement doit être assez importante pour entraîner le métal autour du pion. L'écoulement de matériau permet d'éliminer l'interface entre les pièces, laquelle devient une soudure continue (Figure 1-1). L'écoulement est facilité lorsque ce dernier s'échauffe. Or de la chaleur est créée par le frottement à l'interface entre l'outil et les pièces, de

même que par la déformation plastique du matériau. Ainsi, en se déformant plastiquement, le matériau fournit une large portion de la chaleur nécessaire à la réduction de sa contrainte d'écoulement, facilitant ainsi sa déformation plastique subséquente. On parle de couplage thermomécanique.

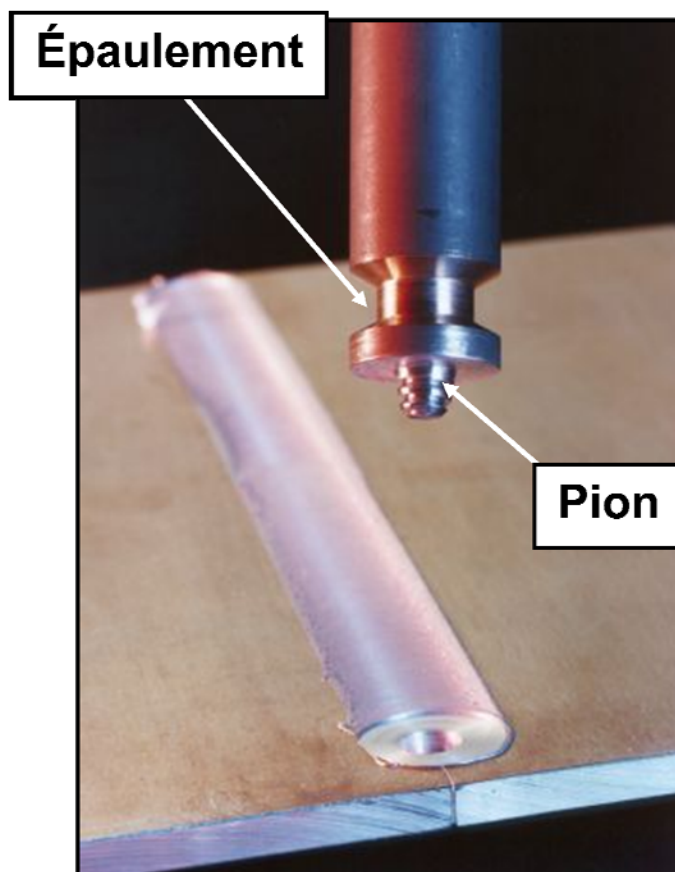


Figure 1-1: Principales composantes de l'outil de soudage et soudure bout à bout entre deux tôles.

### 1.1.2 Paramètres du procédé

Pour un assemblage donné, la faisabilité du soudage dépend de la nature du ou des matériaux à joindre, de l'épaisseur des pièces à assembler et de la configuration du joint. En outre, l'utilisation d'une technologie d'assemblage telle que le FSW dans une application industrielle nécessite une connaissance adéquate des paramètres d'opération qui définissent les conditions dans lesquelles le soudage entre deux pièces est réalisé. Ces paramètres influencent l'apport de chaleur fourni au matériau et par conséquent l'ampleur des changements subis par la

microstructure de ce dernier. Les principaux paramètres opératoires du FSW sont la géométrie de l'outil, la vitesse de rotation de l'outil, la vitesse d'avance lors du soudage, de même que l'inclinaison de l'outil. Le soudage peut être réalisé en contrôlant la force verticale appliquée par l'outil ou la position verticale de l'outil.

### **1.1.2.1 Géométrie de l'outil**

Une optimisation des autres paramètres du procédé est impossible sans tenir compte de la géométrie de l'outil, qui a une forte influence sur la distribution spatiale de l'écoulement et par conséquent sur la quantité de chaleur créée. Ainsi, la géométrie de l'outil serait l'aspect le plus important pour le développement du soudage par frottement-malaxage (Mishra et Ma, 2005). Elle a un effet direct sur l'uniformité du joint et de la microstructure résultante, ainsi que sur les forces nécessaires pour réaliser l'opération.

En particulier, le rapport entre les tailles de l'épaulement et de la tige est critique. La taille de l'épaulement est, en termes de création de la chaleur, le plus important facteur géométrique. En effet, un épaulement de plus grande taille augmente la quantité de chaleur créée par le frottement, mais se traduit également par une plus grande quantité de matériau entraîné. Cela résulte également en une création de chaleur supérieure. Concrètement, l'élévation de température du matériau est plus importante pour un épaulement plus grand (Kurt, Uygur et al., 2006). Ainsi, il existe un rapport de proportionnalité optimal, pour un matériau donné, entre l'épaisseur des tôles soudées et le diamètre de l'épaulement (Dubourg et Dacheux, 2006).

D'autre part, la surface de l'épaulement peut être lisse ou texturée. Dans ce dernier cas, l'écoulement du matériau peut être facilité par la présence de rainures (Figure 1-2a). Dans un tel cas, la géométrie de la surface de l'épaulement exerce une influence sur la création de chaleur. Cette caractéristique a aussi un effet sur la topographie du joint. Par exemple, il peut être avantageux de laisser le pourtour de l'épaulement lisse (Figure 1-2b) pour améliorer le fini du joint et en conséquence, les performances en fatigue (Burford, Tweedy et al., 2006).

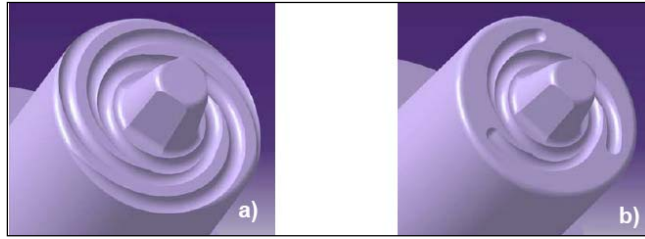


Figure 1-2: Épaulement texturé : a) Rainures complètes; b) Rainures partielles (Burford, Tweedy et al., 2006).

L'épaulement joue un autre rôle : il sert au confinement du matériau. En effet, le matériau mou cherche à sortir de la zone du joint soudé s'il n'est pas retenu. Le choix de la géométrie de l'épaulement dépend de la configuration du joint à souder. Il peut être plat, convexe ou concave. Un épaulement concave est souvent utilisé pour le soudage de joint bout à bout, alors qu'un épaulement convexe peut être plus adéquat pour les soudures d'angle. L'épaulement plat peut s'avérer préférable lors du soudage de surfaces courbes telles des tuyaux.

La conception du pion est également importante et de nombreux efforts y ont été consacrés. Les deux buts recherchés sont une amélioration de l'écoulement du matériau et la minimisation des efforts appliqués (Mishra et Ma, 2005). L'écoulement peut être amélioré en augmentant la profondeur de la zone malaxée et en maximisant la quantité de métal déplacé. De manière générale, on tente d'augmenter la surface de contact entre la tige et le matériau afin d'augmenter la quantité de chaleur générée, que ce soit par frottement ou par déformation plastique. La minimisation des efforts appliqués améliore l'efficacité énergétique du procédé.

Parmi des solutions retenues, on retrouve l'utilisation de tiges filetées et/ou vrillées. La comparaison de tiges filetées et lisses montre l'utilité du filetage (Zhao, Lin et al., 2005). Pour un ensemble de paramètres donné, une tige lisse mène à un joint montrant des cavités internes. Cela conduit à une réduction importante de la résistance du joint en traction. Les pions filetés ou vrillés engendrent un mouvement vertical du métal déplacé, ce qui améliore la pénétration du soudage et mène à une meilleure intégrité du joint. Toutefois, les aspérités qui emprisonnent une partie du matériau ont pour effet d'augmenter la force verticale et le couple appliqués sur l'outil



lorsque le soudage est effectué en contrôlant la position (Colegrove, Paul A. et Shercliff, Hugh R., 2004). La forme optimale doit donc permettre de déplacer une grande quantité de matériau sans emprisonner ce dernier.

Une configuration différente du joint peut nécessiter une tige avec une géométrie différente. Par exemple, dans le cas des joints de recouvrement, une tige en forme de cône dont le diamètre est maximal aux environs de l'interface entre les deux plaques assemblées peut s'avérer plus appropriée (Mishra et Ma, 2005). Cela permet de malaxer plus efficacement cette interface et produire un noyau plus résistant à la propagation de fissure.

Ces travaux montrent que la géométrie d'un outil a une influence très importante sur l'écoulement. Selon Mishra et Ma (Mishra et Ma, 2005), il est important de se munir d'un moyen permettant une analyse plus systématique de l'écoulement du matériau en fonction de la géométrie de l'outil. Par exemple, la modélisation de l'écoulement plastique par la méthode des éléments finis permet d'étudier cet aspect du procédé.

### **1.1.2.2 Les paramètres d'opération**

Le soudage par frottement-malaxage est réalisé en imposant une vitesse de rotation à l'outil, une vitesse d'avance dans la direction du soudage ainsi qu'un angle d'inclinaison de l'axe de rotation de l'outil par rapport à la direction normale à la plaque soudée. La force verticale appliquée est un autre paramètre important si le soudage est réalisé en contrôle de la charge. L'influence de ces paramètres sur les propriétés du joint obtenu est très grande. En effet, ce sont les variables qui définissent la quantité de chaleur fournie au matériau, le degré de malaxage et la géométrie de l'écoulement. Ces conditions thermomécaniques ont des répercussions sur le fini du joint et sur sa microstructure, et conséquemment sur les propriétés mécaniques du joint.

De nombreuses études portent sur l'optimisation du procédé via une analyse paramétrique où l'effet de chacune des variables énumérées est analysé. Par exemple, certains résultats montrent

que la vitesse d'avance a une influence plus importante sur la microstructure du joint que la vitesse de rotation (Yan, Sutton et al., 2005). Toutefois, seule une variation de la vitesse d'avance peut modifier le profil de dureté dans la zone affectée thermiquement (ZAT). Cette dernière, pour une plus grande vitesse (donc un temps de passage plus court), est moins étendue et la dureté y est plus grande. Cette observation est confirmée par d'autres auteurs (Reynolds, Tang et al., 2005), qui constatent que la vitesse d'avance est le principal facteur qui influence les vitesses de chauffage et de refroidissement. Le matériau est affecté thermiquement pendant une période plus courte lorsque la vitesse ( $v$ ) augmente.

Il est toutefois difficile d'isoler l'effet d'une seule de ces variables puisque c'est la combinaison de leurs effets respectifs qui est importante. En effet, les variables fondamentales que sont la création de chaleur, reliée au nombre de tour par unité de longueur, et la conduction de la chaleur, associée au temps nécessaire à l'outil pour parcourir la même unité de longueur, sont plus représentatives. En ce sens, plusieurs auteurs considèrent le rapport des vitesses  $k$  (*welding pitch*) comme un paramètre expérimental. Ce rapport, qui correspond à la distance parcourue en une révolution de l'outil (mm/révolution), est défini par :

$$k = \frac{v}{\omega} \quad (1.1)$$

où  $\omega$  est la vitesse de rotation et  $v$  est la vitesse d'avance. Par exemple, Dubourg et al. (Dubourg, Gagnon et al., 2006) ont optimisé le soudage de tôles d'aluminium et concluent que le ratio optimal des vitesses se situe entre deux limites bien définies. Selon Dong et al. (Dong, Lu et al., 2001), le ratio des vitesses est le paramètre responsable de l'emplacement d'une couche limite où a lieu le cisaillement maximal, ce qui définit la taille du noyau.

Une combinaison donnée de paramètres mène à un joint qui peut être qualifié de «froid» ou de «chaud» selon l'apport de chaleur fourni. Un joint froid montre habituellement un fini de surface de bonne qualité mais peut souffrir d'un manque de pénétration, menant à une cavité sous le noyau, ou encore de la présence de défaut internes. À l'opposé, un joint chaud est caractérisé par une pénétration suffisante malgré la présence marquée de bavures et de déchirement superficiel.

L'apport de chaleur ne dépend pas uniquement de la distance parcourue par tour. Elle dépend également de la puissance de soudage, définie à la section 1.2.3.

L'angle d'inclinaison de l'axe de l'outil par rapport à la verticale se situe généralement entre 2° et 5°. L'objectif d'une telle inclinaison est une amélioration du confinement du matériau afin d'éviter la présence de bavure. L'angle optimal dépend de la géométrie de l'épaulement et des propriétés rhéologiques du matériau soudé. Toutefois, un angle d'inclinaison trop prononcé détériore le fini de surface du joint, en plus de modifier la distribution des forces verticales et horizontales appliquées sur l'outil lorsque le soudage est réalisé à une profondeur fixe.

Le soudage peut être contrôlé de deux façons. Une profondeur de pénétration de l'épaulement peut être imposée (contrôle en position). La seconde option consiste à utiliser une certaine force verticale (contrôle de la charge). La première approche présente un intérêt pour l'étude du procédé car elle permet de voir comment évolue la force au cours des différentes phases du soudage. Les paramètres de soudage qui ont le plus d'impact sur la force verticale enregistrée (position verticale constante) sont le ratio des vitesses et l'angle d'inclinaison de l'outil (Dubourg, Gagnon et al., 2006). Le premier est directement relié à l'apport de chaleur et donc à la contrainte d'écoulement du matériau. D'autre part, la quantité de matériau qui s'accumule sous l'épaulement augmente pour un angle d'inclinaison plus prononcé, ce qui explique la hausse de la force verticale.

La force verticale devient un paramètre de soudage lorsque l'essai est réalisé en contrôle de la charge. Par exemple, Yan et al. (Yan, Sutton et al., 2005) se sont intéressés à l'effet produit par une variation de la force verticale appliquée. Ces travaux montrent qu'il existe un intervalle de force qui permet d'obtenir un joint exempt de défauts, et que les propriétés du joint varient peu lorsque la force appliquée se situe dans cet intervalle. Kim et al. (Kim, Fujii et al., 2006) montrent que la taille de la fenêtre opératoire augmente avec la force appliquée, tel que montré à la Figure 1-3.

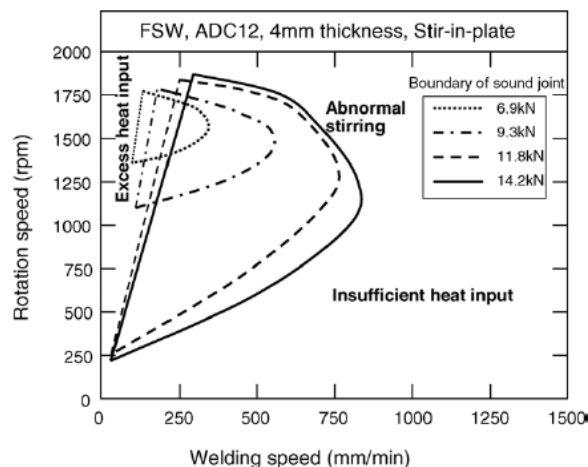


Figure 1-3: Intervalle de conditions de soudage optimales en fonction de la force verticale appliquée (Kim, Fujii et al., 2006).

Les différents paramètres énumérés sont souvent utilisés comme variables dans des plans expérimentaux dont l'objectif est de préciser dans quelles conditions un joint de qualité peut être obtenu. Plusieurs méthodes peuvent être utilisées pour évaluer la qualité du joint. L'intégrité globale du joint est d'abord évaluée au moyen d'un test de pliage, très sensible aux défauts macroscopiques, tels des cavités longitudinales ou un manque de pénétration. D'autres mesures, comme des profils de microdureté ou des essais de traction, peuvent être réalisées pour évaluer la qualité du joint. Comme l'interaction entre les différentes variables inhérentes au procédé peut être importante, il est souvent utile d'utiliser une méthode statistique pour dresser le plan expérimental et analyser les résultats (Dubourg, Gagnon et al., 2006).

### 1.1.3 Les défauts de soudage

L'utilisation de conditions de soudage qui ne sont pas optimales peut mener à la production de joints présentant des défauts. Ces défauts peuvent être classés en trois catégories (Kim, Fujii et al., 2006). Premièrement, l'apparition de nombreuses bavures en surface du joint survient lorsque l'apport de chaleur est trop grand. Par contre, pour un apport de chaleur qui n'est pas suffisant, une cavité du côté entrant est souvent observée. Cette cavité apparaît car le matériau n'est pas suffisamment mou pour remplir le vide laissé par le passage de l'outil. Dans ce cas, l'application

d'une force verticale plus grande permet d'atténuer le problème. Le troisième type de défaut observé est une cavité qui serait causée par un brassage anormal du matériau. Ce brassage anormal peut être causé par un gradient de température trop important entre le matériau situé à la surface de la plaque et celui situé dans l'épaisseur. En effet, ce type de défaut survient lorsqu'une grande vitesse de rotation est combinée à une vitesse de soudage élevée (Figure 1-3). Dans ce cas, la valeur de la force verticale a peu d'effet sur le résultat.

Un autre type de défaut est observé dans les joints pour lesquels il y a manque de pénétration (James, Bradley et al., 2005). Ces défauts dits « à la racine » du joint sont caractérisés par un contact très intime des faces de chacune des pièces à assembler, sans toutefois qu'il y ait création d'un lien métallurgique. En raison de sa petite taille, il s'agit du défaut le plus difficile à détecter par des méthodes non-destructives. L'amorçage de fissure en fatigue peut s'y produire.

## **1.2 Phénomènes physiques se produisant au cours du FSW**

### **1.2.1 Déformation plastique du matériau soudé**

L'écoulement du matériau qui résulte du passage de l'outil et qui mène à la formation du joint est un phénomène qui suscite de multiples interrogations. En effet, l'observation directe de cet écoulement n'est pas possible et certaines méthodes indirectes ont dû être développées afin d'en déduire les caractéristiques.

Comme le soudage est réalisé à l'état solide, le FSW peut être considéré comme une opération de mise en forme au même titre que le forgeage ou l'extrusion. La déformation plastique du matériau dépend donc de la géométrie et de la cinématique de l'outil. Cette cinématique comprend un mouvement de rotation et un mouvement de translation. Le mouvement de rotation engendre un champ de vitesse tangentiel qui entraîne le matériau dans un écoulement cylindrique autour du pion (Figure 1-4 a)). Cet écoulement peut prendre une forme conique pointant vers le bas. Dans ce cas, les arêtes du cône coïncident avec celles de l'épaule et de la tige.

La translation de l'outil dans le sens du joint produit un mouvement horizontal de matière (Figure 1-4 b)). Le matériau échauffé est déplacé horizontalement entre la paroi de l'outil et le matériau environnant qui est plus froid, selon un écoulement qui s'apparente à celui observé pour le procédé d'extrusion.

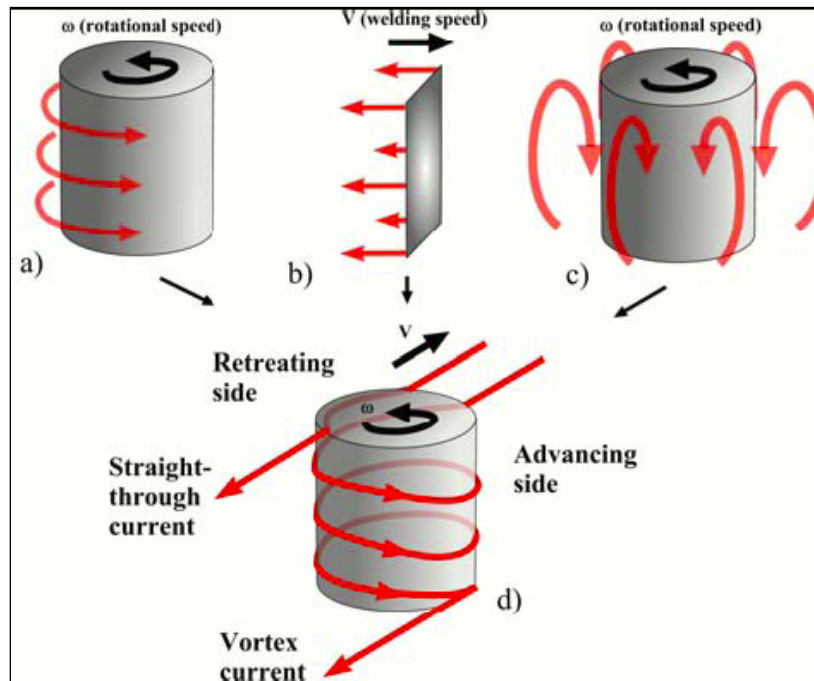


Figure 1-4: Description schématique de l'écoulement du matériau (Schneider, J. A. et Nunes Jr., 2004).

Pour un outil fileté ou vrillé, le matériau situé à proximité de la tige est déplacé verticalement. La direction de cet écoulement (vers le haut ou vers le bas) dépend de la géométrie des filets ou de la vrille par rapport au sens de la rotation. Comme le métal incompressible est confiné par l'épaule, le support inférieur et le matériau froid environnant, le matériau est soumis à une succession de déplacements ascendants et descendants (Figure 1-4 c)). La combinaison de ces trois mouvements de matière produirait un écoulement en forme de spirale tel que montré à la Figure 1-4 d) (Schneider, J. A. et Nunes Jr., 2004).

Des expériences ont été menées pour confirmer ces hypothèses en déterminant les déplacements de matière provoqués par l'outil à l'aide de traceurs ayant été insérés dans le matériau soudé. Cette approche est indirecte puisque l'écoulement est déduit à partir de l'écart entre les positions initiale et finale des traceurs. Si elle permet de vérifier qu'il y a bel et bien un mouvement vertical du matériau, il n'est pas possible de confirmer qu'une particule est soumise à un nombre bien défini de tours de l'outil. Dans certains cas (Schmidt, H. N. B., Dickerson et al., 2006), le film métallique placé à l'interface entre les deux plaques soudées se brise sans que les fragments n'effectuent nécessairement de tour complet. Par ailleurs, les résultats d'une expérience dans laquelle un fil de plomb introduit dans le côté entrant du joint est dispersé au passage de l'outil montrent des écarts intermittent et irrégulier entre les particules dispersées en demi-cercles successifs. L'origine de cette fluctuation est encore mal connue et il a été suggéré qu'elle pourrait résulter d'une variation de la condition de contact à l'interface matériau/outil ((Schneider, J., Beshears et al., 2006), (Schmidt, H. N. B., Dickerson et al., 2006)).

Des expériences similaires ont été réalisées à l'aide de marqueurs transversaux (Figure 1-5). Lors du passage de l'outil le matériau du côté entrant (*advancing side*), c'est-à-dire du côté où la vitesse tangentielle de l'outil est orientée dans la même direction que la direction du soudage, est entraîné dans la direction de soudage. Le matériau situé à proximité de l'outil forme une bande de cisaillement intense qui est déplacée autour du pion, alors que le matériau se trouvant plus en périphérie reste en place (Zhao, Lin et al., 2005). D'autre part, l'écoulement du matériau se divise en deux régions : l'une dans la partie supérieure de la plaque, où l'écoulement est dominé par l'action de l'épaulement; l'autre plus en profondeur où l'écoulement est dominé principalement par la tige (Guerra, Schmidt et al., 2003).

Le matériau entraîné par le mouvement de l'outil passe du côté entrant au côté sortant (*retreating side*), puis il est déplacé à l'arrière du pion, où il est déposé par couches successives, ce qui mène à l'apparition d'une structure en pelures d'oignon ou en bandes (Schneider, J. A. et Nunes Jr., 2004). La Figure 1-6 montre le processus de déposition de ces bandes. Cette image a été obtenue en usinant la surface d'un joint soudé, suite à un arrêt brutal du soudage.

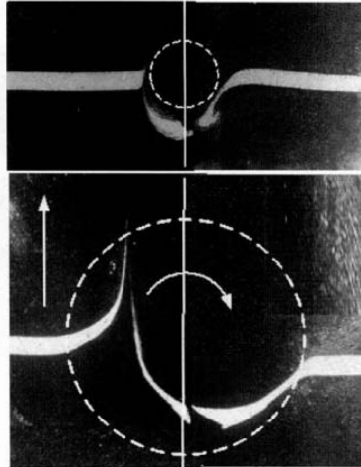


Figure 1-5: Déplacement d'un film traceur transversal dans l'épaisseur de la plaque, autour du pion (en haut) et sous l'épaule (en bas) (Zhao, Lin et al., 2005).

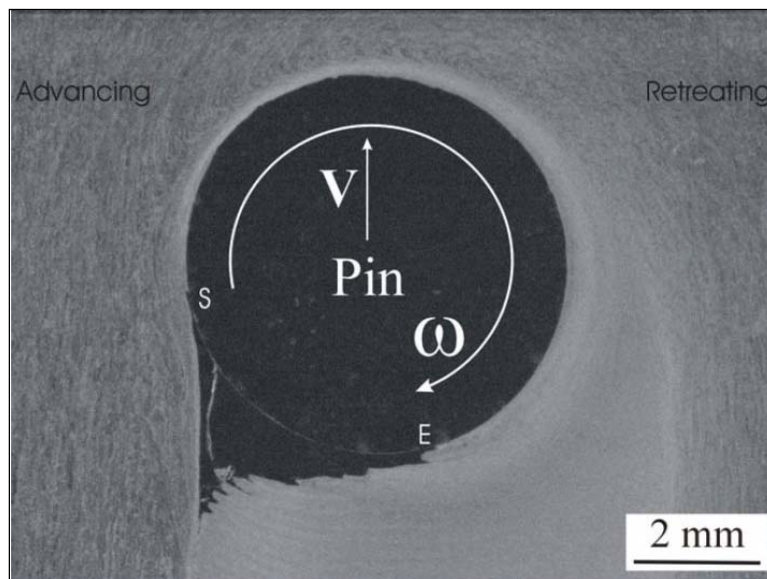


Figure 1-6: Déposition du matériau à l'arrière de l'outil (Chen, Pasang et al., 2006).

L'analyse de la texture cristallographique des bandes montre une alternance de propriété d'une bande à l'autre. Le premier type de bande est formé de grains recristallisés, équiaxes et sans orientation préférentielle. Le second type de bande, en alternance avec le premier, est formé de grains qui sont aussi équiaxes et recristallisés, mais montrant une orientation préférentielle qui consiste en un alignement des pôles cristallographiques (Nandan, Lienert et al., 2008) avec l'axe



de rotation de l'outil (Schneider, J. A. et Nunes Jr., 2004). Cette différence montre que le mouvement de rotation de l'outil induit un écoulement de nature périodique.

La structure en bandes a été étudiée pour en déterminer le mécanisme de formation. Des mesures de dureté sur les bandes ont montré une alternance entre deux valeurs de dureté d'une bande à l'autre (Yang, Yan et al., 2004). Une différence de la taille des grains recristallisés est également observée. Des mesures similaires ont été effectuées sur un joint produit par le soudage de deux alliages d'aluminium différents, l'un appartenant à la série 2XXX (AA2024) et l'autre à la série 7XXX (AA7075) (Sato, Kurihara et al., 2006). Ces résultats montrent (Figure 1-7) une alternance de bandes constituées de chacun des matériaux initiaux. Ils observent aussi que la structure en bandes est favorisée par un apport de chaleur plus important. La structure en bandes semble donc issue d'une déposition successive de matériau provenant des côtés entrant et sortant.

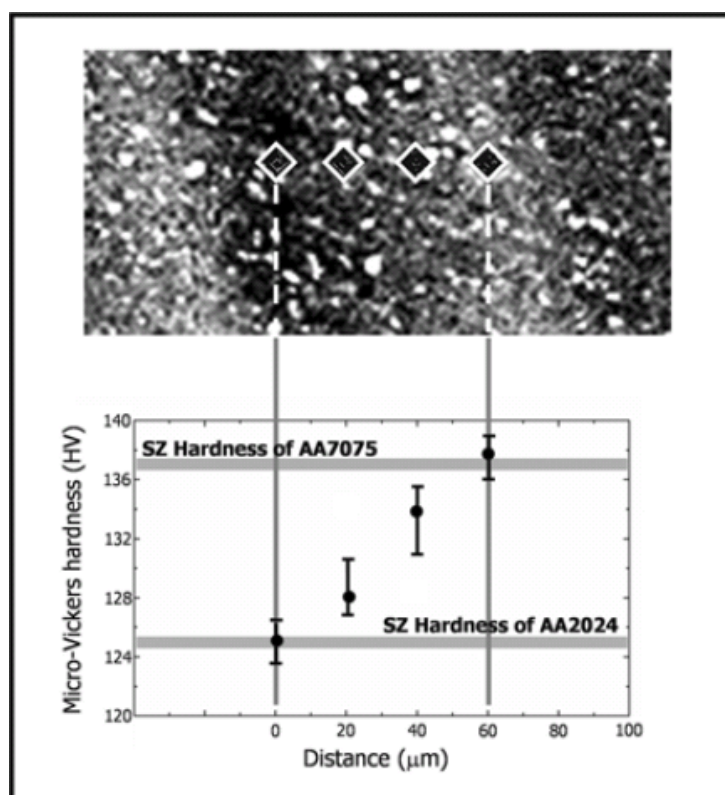


Figure 1-7: Profil de microdureté obtenu sur des bandes côte-à-côte d'un joint réalisé à partir des alliages AA2024 et AA7075 (Sato, Kurihara et al., 2006).

### 1.2.2 Création de la chaleur

L'échauffement du matériau est nécessaire pour qu'un joint intègre puisse être fabriqué. Cet échauffement abaisse la contrainte d'écoulement du matériau, qui est plus facile à déformer. Dans ces conditions, le matériau peut être déplacé plus facilement par l'outil. Les sources potentielles de chaleur sont la déformation plastique du matériau ainsi que le frottement à l'interface entre la pièce et l'outil. La déformation plastique du matériau est une source volumique de chaleur, alors que le frottement génère un flux surfacique situé à l'interface pièce/outil. Les proportions dans lesquelles la chaleur est produite par ces deux sources dépendent de la nature du contact à l'interface entre l'outil et le matériau. Toutefois, les mécanismes de création de la chaleur, leurs parts respectives et l'influence exercée par les paramètres de soudage ne sont pas encore bien établis.

Un contact dit collant correspond au cas limite pour lequel le matériau à l'interface et l'outil se déplacent à la même vitesse. Dans un tel cas, toute la chaleur est créée par la déformation plastique du matériau puisqu'il n'y a pas de frottement. Lorsque le matériau à l'interface a une vitesse inférieure à celle de l'outil, il y a glissement et un flux de chaleur dû au frottement apparaît. La condition de contact avec frottement à l'interface entre deux pièces peut être décrite par la loi de Coulomb :

$$\tau = \mu_f \sigma \quad (1.2)$$

où  $\tau$  est le cisaillement à l'interface,  $\mu_f$  est le coefficient de frottement et  $\sigma$  est la contrainte normale appliquée. Le cas du contact collant constitue le cas limite de cette loi : le cisaillement à l'interface correspond alors à la contrainte d'écoulement du matériau.

Le couple appliqué par l'outil, pouvant être mesuré lors du soudage, dépend directement du cisaillement, alors que la force verticale appliquée est directement reliée à la contrainte normale. Ainsi, s'il y a frottement à l'interface, le couple est proportionnel à la force verticale.

Ce débat constitue l'une des préoccupations principales quant à la compréhension fondamentale du procédé. Des travaux ont été menés sur ce sujet ((Schmidt, H., Hattel et al., 2004), (Schmidt, H. et Hattel, 2004), (Yan, Sutton et al., 2005)) pour étudier plus en détail les conditions de contact à l'interface entre l'outil et le matériau. Les résultats de ces travaux ont confirmé qu'une variation de la force verticale appliquée a peu d'incidence sur la valeur du couple. Selon les auteurs, de tels résultats montrent que le contact pourrait être collant.

Des travaux de modélisation ont été menés en tenant compte des sources de chaleur surfacique (frottement) et volumique (déformation plastique) (Simar, Pardoën et al., 2004). Le modèle permet une meilleure reproduction de mesures expérimentales de cycles de température si un contact collant est utilisé. Une source de chaleur surfacique, qui correspond au cas d'un frottement pour lequel le coefficient de frottement est estimé, mène à une surestimation de la température (Simar, Lecomte-Beckers et al., 2006).

D'autres observations pertinentes ont été faites sur ce sujet, lors du soudage de l'alliage AA5083 (Chen, Pasang et al., 2006). D'abord, une fine couche d'intermétallique formée d'aluminium et de fer à la surface de l'outil a été identifiée (Figure 1-8). Ensuite, des mesures de température effectuées à l'aide de thermocouples situés sur l'outil montrent des valeurs proches de la température de solidus de l'alliage. Ces deux résultats permettent aux auteurs de supposer qu'une fusion du métal se produit à l'interface métal/outil. Cela aurait l'effet d'une lubrification et signifierait que le contact est glissant. Il est toutefois difficile d'établir de quelle façon la chaleur est générée si la déformation plastique est faible et si le frottement, en raison de la lubrification, n'est pas d'une grande intensité. De plus, il ne faut pas exclure la possibilité d'une diffusion à l'état solide pour expliquer la présence de fer à l'interface.

La disparité entre ces interprétations est due à deux raisons principalement. D'abord, il est possible que la condition de contact entre l'outil et le matériau évolue en cours de soudage. En d'autres termes, un contact initial avec frottement pourrait être remplacé par un contact collant en cours de soudage. L'hypothèse d'un contact mixte est également envisagée (Schmidt, H., Hattel

et al., 2004). Selon cette approche, la chaleur générée provient des deux sources à la fois. Enfin, il est possible que la condition de contact dépende des paramètres de soudage.

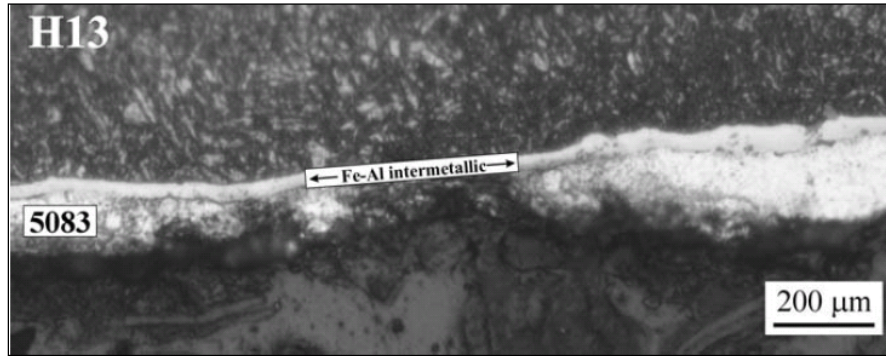


Figure 1-8: Couche d'intermétallique formée à la surface de l'outil lors du soudage par FSW de l'alliage AA5083 sur une distance de 4,8 m (Chen, Pasang et al., 2006).

### 1.2.3 Puissance et énergie de soudage

Plusieurs auteurs ont tenté d'établir un lien entre la température maximale mesurée et les différents paramètres de soudage, et ce sans succès. Selon Reynolds et al. (Reynolds, Tang et al., 2005), il est difficile d'établir une corrélation entre un seul des paramètres de soudage et la température maximale mesurée au centre du joint. C'est plutôt une interaction complexe de ces paramètres qui résulte en une température donnée. Cette interaction peut toutefois être prise en compte, indirectement, en utilisant la puissance  $\dot{W}_{mecanique}$  développée par la machine comme paramètre global de soudage. Cette puissance est donnée par la relation suivante :

$$\dot{W}_{mecanique} = \eta M \omega \quad (1.3)$$

où  $M$  est le couple exercé sur l'outil en rotation,  $\omega$  est la vitesse de rotation et  $\eta$  est le rendement. Ce rendement est légèrement inférieur à 100% puisqu'une certaine quantité d'énergie est dissipée dans l'équipement sous forme de chaleur. Cela signifie que l'énergie transmise par l'outil ne va pas entièrement dans les pièces soudées.

L'énergie de soudage ( $H$ ) est l'énergie fournie par unité de longueur. Elle est obtenue en divisant la puissance de soudage par la vitesse d'avance :

$$H = \frac{W_{mecanique}}{v} = \frac{\eta M \omega}{v} = \frac{\eta M}{k} \quad (1.4)$$

où  $k$  est la distance parcourue par tour.

Le calcul de la puissance développée par la machine et de l'énergie de soudage rend nécessaire la mesure du couple appliqué par l'outil. Comme l'illustre la Figure 1-9, le couple dépend des paramètres de soudage. Plus précisément, la valeur du couple dépend des conditions thermomécaniques auxquelles est soumis le matériau soudé.

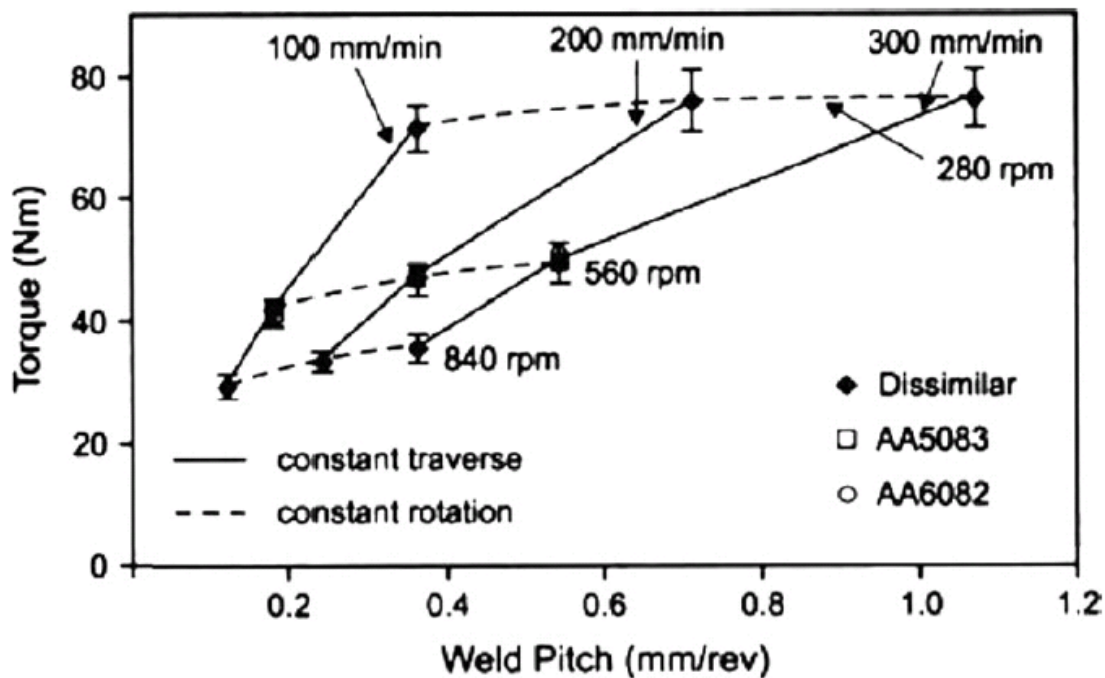


Figure 1-9: Couple mesuré lors du soudage de joints obtenus pour les alliages AA5083, AA6082 et la combinaison des deux, pour différentes conditions de soudage (Peel, M. J., Steuwer et al., 2006).

### 1.2.4 Cycles de température

Les variations de la température auxquelles sont soumises les différentes zones du joint soudé doivent être connues pour prédire l'évolution de la microstructure du matériau, en particulier son état de précipitation. La connaissance de ces cycles de température est également nécessaire pour prédire les contraintes résiduelles produites par le soudage. Pour ces raisons, des tentatives ont été faites pour mesurer la température en installant des thermocouples à divers endroits dans les pièces soudées. Il s'agit d'une mesure difficile, puisque la précision est limitée par la qualité du contact entre le matériau et la sonde. Pourtant, il s'agit vraisemblablement de la mesure la plus directe pour caractériser l'apport de chaleur qui est véritablement fourni au matériau. Par exemple, la température du matériau a été mesurée à plusieurs distances du centre du joint pour trois diamètres d'épaulement (Kurt, Uygur et al., 2006). La température est plus élevée, à un même point, pour l'épaulement le plus grand. L'incertitude sur la valeur absolue des mesures n'a toutefois pas été établie.

La température maximale du matériau lors du soudage par frottement-malaxage en phase stationnaire a aussi été mesurée (Gerlich, Su et al., 2005). La température atteint une valeur voisine de la température du solidus  $T_S$ , soit  $0,94 T_S$  pour l'aluminium AA6111 et  $0,99 T_S$  pour le magnésium AZ91, ce qui pourrait induire une fusion locale à l'interface métal/outil. La présence d'un tel film liquide rendrait alors le contact plus glissant, tel que discuté précédemment.

## 1.3 Microstructure du joint soudé

Le joint soudé résultant du soudage par frottement-malaxage comporte trois zones distinctes en plus du métal de base. Ces zones, montrées sur la Figure 1-10, ont été mises en évidence lors des premières études portant sur la microstructure du joint ((Liu, Murr et al., 1997), (Murr, Liu et al., 1997), (Flores, Kennedy et al., 1998), (Murr, Liu et al., 1998)).

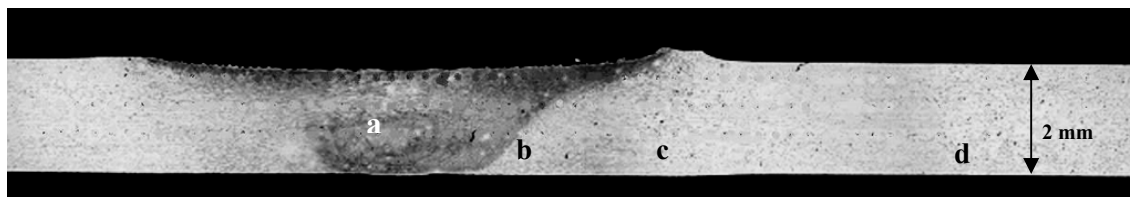


Figure 1-10: Vue transversale du joint soudé: a) Noyau ; b) Zone affectée thermomécaniquement (ZATM) ; c) Zone affectée thermiquement (ZAT) ; d) Matériau de base.

### 1.3.1 Microstructure typique

Une première zone, adjacente au métal de base, est caractérisée par le fait que seuls des phénomènes métallurgiques induits par une élévation de la température s'y produisent. Il s'agit de la zone affectée thermiquement (ZAT). En se rapprochant du centre du joint soudé, on trouve une zone affectée thermomécaniquement (ZATM). Un fort gradient de déformation caractérise cette région. Étant fortement déformés mais non recristallisés, les grains de la ZATM sont caractérisés par une forte densité de dislocations. La partie centrale du joint est appelée noyau. Ce dernier correspond à la partie du joint ayant subi une très grande déformation plastique à haute température. La recristallisation dynamique résulte en une microstructure est très fine et équiaxe.

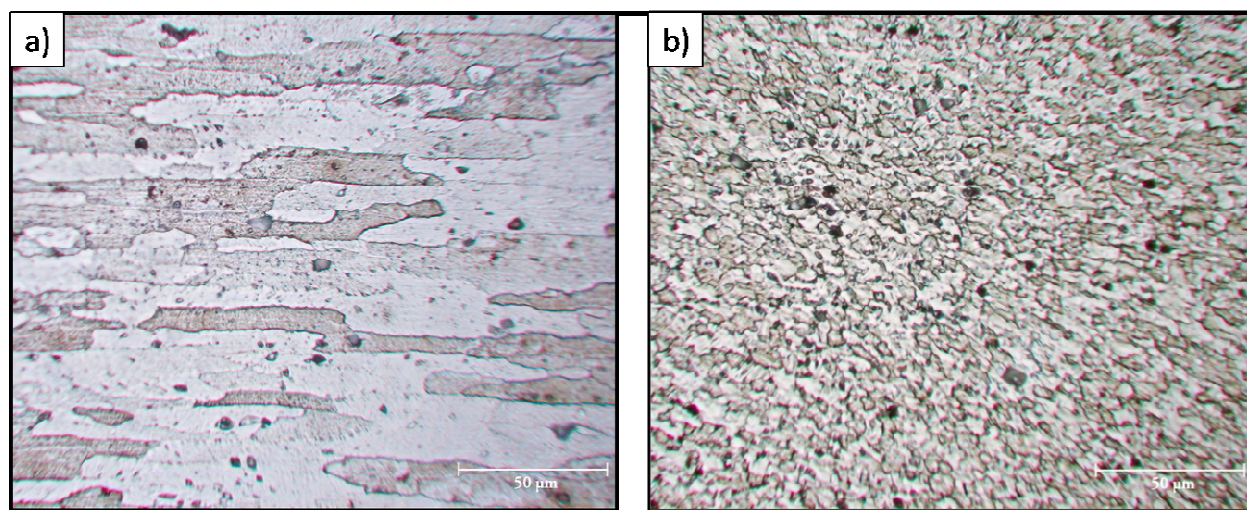


Figure 1-11: Microstructure d'une tôle d'aluminium 7075-T6 : a) avant le soudage; b) après le soudage, dans le noyau.



La microstructure du matériau de base est complètement transformée dans le noyau, comme le montre la Figure 1-11. Le phénomène de recristallisation dynamique qui se produit lors du FSW suscite un certain nombre d'interrogations. Il est établi que l'action de l'outil mène à la fragmentation des grains d'origine, ce qui fait apparaître des réseaux de cellules de dislocations par des mécanismes de glissement intragranulaire. Ces sous-joints de grain, sous l'effet du gradient de déformation produit par l'accumulation des dislocations à leur frontière, subissent une rotation les uns par rapport aux autres. Les cellules alors sont transformées en nouveaux grains d'orientations variées (Humphreys et Hatherly, 2004).

Certaines observations montrent que la recristallisation dynamique est continue. En effet, en mesurant la forte désorientation des grains les uns par rapport aux autres (Jata, 2000) ont montré que la recristallisation n'est pas complète puisque des empilements de dislocation aux joints de grains sont observés. Une telle microstructure est comparable à celles obtenues lors du forgeage à chaud ou lors d'essais de torsion à chaud (Jata et Semiatin, 2000), deux situations dans lesquelles se manifeste la recristallisation dynamique continue. Lorsque la recristallisation est continue, la taille des grains recristallisés est inversement proportionnelle au logarithme du paramètre de Zener-Hollomon  $Z$  :

$$d = \frac{b}{\ln(Z)} \quad (1.5)$$

avec

$$Z = \dot{\epsilon} e^{\left(\frac{-Q}{RT}\right)} \quad (1.6)$$

où  $\dot{\epsilon}$  est la vitesse de déformation généralisée,  $Q$  est l'énergie d'activation de la recristallisation,  $R$  est la constante des gaz parfaits et  $T$  est la température absolue. La mesure de la taille de grain permet d'estimer la vitesse de déformation si la température est connue (Gerlich, Yamamoto et al., 2008).

D'autres travaux (Su, Nelson et al., 2005) ont mené à des résultats qui permettent de proposer une évolution différente. Des observations faites au microscope électronique à transmission sur cinq



spécimens prélevés dans un noyau partiellement soudé (le soudage ayant été stoppé subitement) montrent que de nouveaux germes apparaissent d'abord et que les joints de grains migrent ensuite pour former une structure très fine. Par la suite, il y a croissance et déformation de certains grains, ce qui fait apparaître de nouvelles dislocations. Ces indices laissent croire que la microstructure du noyau résulte d'une recristallisation dynamique discontinue. La microstructure finale est fine et équiaxe, mais les grains montrent une variation marquée de densité de dislocations, reliée aux différents degrés de restauration de ces grains.

D'autre part, il est possible d'affiner la taille des grains du noyau à l'échelle nanométrique en combinant le FSW à un refroidissement rapide (Su, Nelson et al., 2006). Des grains d'un diamètre inférieur à 500 nm peuvent être obtenus de cette façon. On utilise cette technique afin de rendre l'alliage superplastique, ce qui est souhaitable pour certaines opérations de mise en forme.

### **1.3.2 Soudage FSW des alliages de la série 7XXX**

Les propriétés mécaniques de cette famille sont les plus élevées parmi les alliages d'aluminium. On les utilise donc dans des applications critiques telles que la construction d'avions. Ils sont caractérisés par une teneur en zinc qui varie de 4 à 8 % et par une teneur en magnésium allant de 1 à 3 %. Cette composition chimique permet la formation de  $MgZn_2$  sous forme de précipités. C'est toutefois dans leur forme transitoire (zones de Guinier-Preston (GP)) que ces précipités ont un effet optimal sur le durcissement structural de l'alliage. La présence du cuivre, dans une teneur inférieure à 2%, permet quant à elle de durcir la matrice par la formation d'une solution solide. Le cuivre a un autre effet important : il stabilise les zones GP lorsque la température de service est plus élevée. Par contre, le cuivre rend l'alliage plus sensible à la fissuration à chaud. Il est donc difficile de le souder par fusion (Bailon et Dorlot, 2005).

Un important avantage de cette série d'alliage est la facilité avec laquelle elle peut être traitée thermiquement. En effet, ces alliages sont faciles à mettre en solution, leur vieillissement peut être fait à basse température, soit sous 160°C, et ils peuvent être trempés à l'air. L'alliage de cette famille le plus souvent rencontré est le AA7075 (5,6 %Zn, 2,5 %Mg, 1,6 %Cu et 0,3 %Cr), dont

la teneur en chrome améliore la résistance à la corrosion. On l'utilise sous forme de tôles pour fabriquer les fuselages d'avions. Le AA7050 (6,2 %Zn, 2,3 %Mg, 2,3 %Cu et 0,3 %Cr) est un alliage aux propriétés similaires.

L'effet stabilisateur du cuivre devient inefficace lorsque la température approche du solidus. Ainsi, les propriétés mécaniques des alliages de la série 7XXX sont affectées par le soudage FSW puisque leur durcissement doit son efficacité à des formes métastables des précipités. Dans la ZAT, l'apport de chaleur produit par le soudage peut être suffisant pour que ces précipités évoluent vers une forme plus stable, qui est nettement moins efficace en termes de durcissement. En effet, ces précipités ont une taille au moins 5 fois plus grande que les zones GP. Ces précipités stables apparaissent à une température d'environ 350°. Une baisse de dureté pour des joints dont la température maximale se situe proche de 350°C a été observée (Reynolds, Tang et al., 2005). Cela suggère qu'il est préférable de choisir une combinaison de paramètres qui permet d'élever davantage la température dans le joint, ou encore de réduire le temps pendant lequel le métal est à une température de 350°C, en augmentant la vitesse de soudage  $v$ . Comme la température atteinte dans la ZATM est plus élevée que dans la ZAT, il est prévisible qu'une remise en solution complète s'y produise. Au cours du refroidissement post-soudage, il peut alors y avoir reprécipitation préférentielle aux joints de grains de la ZATM (Su, Nelson et al., 2003), ce qui diminue la résistance de cette zone.

## **1.4 Modélisation du soudage par frottement-malaxage**

La modélisation est un moyen de plus en plus utilisé pour étudier le soudage par frottement-malaxage. Les travaux de modélisation s'inscrivent généralement dans un cadre de recherche plus large et les résultats de ces travaux permettent de compléter des résultats expérimentaux. En effet, le modèle est développé dans le but d'obtenir des informations qui sont difficiles, voire impossibles à mesurer expérimentalement.

### 1.4.1 Stratégies de modélisation

La stratégie employée pour modéliser le procédé dépend des résultats attendus. Une première approche consiste à ne tenir compte que des aspects thermiques du problème. Ces modèles thermiques sont utilisés pour calculer la distribution de température dans le joint et son évolution au cours du soudage. Ces cycles de température sont utiles pour prédire les contraintes résiduelles induites par le soudage, et par conséquent la distorsion qui en résulte. Ce type de modèle permet également de prédire l'évolution de l'état de précipitation dans un alliage soumis au soudage et d'estimer les propriétés mécaniques résultantes.

Une seconde approche consiste à modéliser l'écoulement du matériau induit par le mouvement de l'outil. Ces modèles thermomécaniques permettent de calculer la vitesse et la puissance de déformation plastique générée par le soudage et de tenir compte du couplage thermomécanique entre les propriétés mécaniques du matériau déformé et la création de chaleur induite par la déformation plastique. Certains modèles permettent d'intégrer dans le temps la déformation d'un point matériel, et donc d'étudier les conditions de recristallisation du noyau en plus des cycles thermiques affectant l'état de précipitation.

Le soudage par frottement malaxage est un procédé d'assemblage à l'état solide. Il consiste en une opération qui vise à déformer le matériau afin de produire un joint soudé. Pour cette raison, les sources de chaleur qui doivent être considérées dans la modélisation de ce procédé sont différentes de celles qu'on retrouve dans les autres procédés de soudage. En effet, la source de l'énergie de soudage n'est pas électrique comme dans le cas d'un arc électrique, mais mécanique.

La puissance totale qui doit être fournie ( $\dot{W}_{Total}$ ) lors d'une opération de mise en forme est déterminée par la puissance nécessaire pour déformer le matériau ( $\dot{W}_\epsilon$ ) et la puissance nécessaire pour vaincre le frottement ( $\dot{W}_f$ ) tel que :

$$\dot{W}_{Total} = \dot{W}_\epsilon + \dot{W}_f = \int_{\Omega} \sigma_0 \dot{\epsilon} d\Omega + \int_{\Gamma} \tau \cdot v_g d\Gamma \quad (1.7)$$

où  $\Omega$  est le volume déformé,  $\sigma_0$  est la contrainte d'écoulement du matériau,  $\dot{\epsilon}$  est la vitesse de déformation généralisée,  $\Gamma$  est la surface totale de contact entre l'outil et les tôles soudées,  $\tau$  est le cisaillement à l'interface et  $v_g$  est la vitesse de glissement du matériau par rapport à celle de l'outil.

La puissance de déformation plastique, lors de la mise en forme, prend deux formes différentes. Une première part est dissipée sous forme de chaleur dans le volume et correspond généralement à plus de 90 % de la puissance de déformation plastique. L'autre part de la puissance de déformation est stockée dans le matériau sous forme de dislocations, et constitue la force motrice pour que s'accomplissent des changements métallurgiques tels que la recristallisation. La puissance de frottement est dissipée très majoritairement sous forme de chaleur sur l'ensemble de la surface de contact entre l'outil de soudage et les tôles soudées.

La modélisation du FSW repose sur la reproduction de l'équation de conservation de l'énergie ci-dessus. Comme nous le verrons dans la présente section, les différentes approches diffèrent les unes des autres en fonction des termes de la relation qui sont négligés. La puissance mécanique totale est donnée par le produit de la vitesse de rotation et du couple mesuré (équation 1.3). Enfin, la contribution de la puissance fournie qui provient des forces appliquées est négligeable par rapport à celle du couple (Simar, Pardoën et al., 2004). En effet, cette composante compte pour 0,63 % de la puissance totale dans leur essai demandant la plus grande force.

### **1.4.2 Les modèles thermiques**

L'optimisation du procédé de soudage par frottement-malaxage nécessite une connaissance assez précise de l'évolution de la distribution de température dans les pièces soudées. Ces cycles thermiques constituent une information essentielle pour prédire les caractéristiques métallurgiques comme l'état de précipitation du matériau soudé. La mesure expérimentale de ces cycles de température présente de nombreux obstacles. D'abord, il n'est pas possible d'effectuer des mesures dans le volume déformé. Ensuite, la précision de ces mesures est limitée. Enfin, la mesure des cycles de température pour une multitude de combinaisons de paramètres est un

travail d'envergure qui peut s'avérer coûteux. C'est pourquoi la perspective de pouvoir obtenir ces cycles de température par le calcul s'avère intéressante.

Tel que discuté précédemment, la chaleur créée provient de deux sources lors du soudage par frottement-malaxage: la déformation plastique et le frottement. Toutefois, les proportions de chacune de ces sources par rapport à l'ensemble de la chaleur créée sont inconnues. Il existe trois approches : la première consiste à négliger complètement la chaleur dissipée par la déformation plastique; la seconde consiste à négliger complètement la chaleur créée par le frottement; enfin, la dernière approche consiste à tenir compte des deux sources en utilisant un paramètre ajustable permettant de calibrer le modèle en reproduisant des mesures expérimentales.

#### 1.4.2.1 Calcul de la puissance de frottement

Le calcul des puissances de déformation plastique et de frottement ne peut pas être fait sans d'abord poser certaines hypothèses simplificatrices. Si on suppose que la chaleur est créée par un cisaillement constant sur une surface circulaire de rayon  $R_{ép}$ , la puissance générée par le frottement peut être estimée analytiquement :

$$\dot{W}_f = \int_{\Gamma} \tau \cdot v_g d\Gamma = \int_0^{2\pi} \int_0^{R_{ép}} \tau \left( \frac{2\pi\omega}{60} r \right) r dr d\theta \quad (1.8)$$

où  $\omega$  est la vitesse de rotation de l'outil (rpm) et le terme entre parenthèse correspond à la vitesse tangentielle. L'équation précédente surestime la puissance de frottement puisque la vitesse de glissement, lorsqu'il y a frottement, est inférieure à la vitesse de l'outil. L'intégration de l'équation ci-dessus donne l'expression suivante :

$$\dot{W}_f = \tau \frac{2\pi\omega}{60} \frac{R_{ép}^3}{3} 2\pi = \tau \omega R_{ép}^3 \frac{\pi^2}{45} \quad (1.9)$$

Le résultat obtenu montre que le cisaillement à l'interface doit être quantifié pour être en mesure de calculer la puissance de frottement. Ce cisaillement ne peut être mesuré directement. Il doit être estimé à l'aide d'une loi de frottement. La loi de frottement de Coulomb (équation 1.2) est souvent utilisée. La contrainte normale correspond à une force verticale appliquée sur une surface circulaire dont le rayon est le même que l'outil. Elle peut être calculée à partir de la force

verticale  $F_z$  qui est souvent mesurée expérimentalement. La puissance de frottement est alors donnée par l'expression suivante :

$$\dot{W}_f = \mu_f F_z \omega R \frac{\pi}{45} \quad (1.10)$$

La puissance de frottement peut donc être estimée analytiquement si la valeur du coefficient de frottement est connue. Une partie de la chaleur créée par le frottement est perdue dans l'outil. Le flux de frottement  $\Phi_f$  qui est transmis vers le matériau soudé peut être déterminé en proportion des effusivités du matériau soudé ( $b_1$ ) et de l'outil ( $b_2$ ) :

$$\Phi_f = \frac{b_1}{b_1 + b_2} \dot{W}_f \quad (1.11)$$

où l'effusivité  $b$  est donnée par :

$$b = \sqrt{k_T \rho c} \quad (1.12)$$

où  $k_T$  est la conductivité thermique,  $\rho$  est la densité et  $c$  est la chaleur spécifique du matériau considéré. Le calcul du flux de frottement présenté ci-dessus ne tient pas compte des caractéristiques géométriques de l'outil. Ces caractéristiques ont été analysées dans le cadre de travaux plus récents (Schmidt, H., Hattel et al., 2004). Dans ces travaux, les pertes dans l'outil (équation 1.9) sont négligées. Ainsi, en supposant que l'épaule est plat, les flux de frottement générés par l'épaule et par le bout de la tige sont donnés par les deux relations suivantes, respectivement:

$$\Phi_{\text{ép}} = \int_0^{2\pi} \int_{R_{\text{tige}}}^{R_{\text{ép}}} \tau \left( \frac{2\pi\omega}{60} \right) r \, dr \, d\theta = \tau \omega \frac{\pi^2}{45} (R_{\text{ép}}^3 - R_{\text{tige}}^3) \quad (1.13)$$

$$\Phi_{\text{tige}} = \int_0^{2\pi} \int_0^{R_{\text{tige}}} \tau \left( \frac{2\pi\omega}{60} \right) r \, dr \, d\theta = \tau \omega \frac{\pi^2}{45} R_{\text{tige}}^3 \quad (1.14)$$

Sur une surface verticale, comme par exemple le côté de la tige si cette dernière est lisse, le flux est donné par :

$$\Phi_{\text{côté}} = \int_0^{2\pi} \int_0^H \tau \left( \frac{2\pi\omega}{60} \right) R_{\text{tige}}^2 \, dz \, d\theta = \tau \omega \frac{\pi^2}{15} R_{\text{tige}}^2 h_p \quad (1.15)$$

où  $h_p$  est la longueur de la tige. Globalement, le flux de frottement total est donné en additionnant toutes les contributions :

$$\Phi_f = \tau \omega \frac{\pi^2}{45} (R_{\text{ép}}^3 + 3R_{\text{tige}}^2 h_p) \quad (1.16)$$

Le calcul du cisaillement à l'interface  $\tau$  peut être fait à l'aide de la loi de Coulomb. Il est possible, à partir des différentes expressions de flux obtenues, d'établir la contribution de chacune des parties de l'outil. La part de chacune des composantes de l'outil dépend des dimensions relatives de chacune d'elles. Par exemple, pour l'outil à l'étude, (Schmidt, H., Hattel et al., 2004) obtiennent des contributions de 86 %, 11 % et 3 % pour l'épaulement, le côté de la tige et le bout de la tige, respectivement. De leur côté, (Simar, Pardoën et al., 2004) obtiennent, dans le même ordre, des contributions de 79,2 %, 17,3 % et 3,5 %, ce qui les incitent à négliger la part provenant du bout de la tige. Enfin, (Gallais, Denquin et al., 2004) obtiennent une fraction de 17,4 % pour la tige.

Le calcul du flux de frottement peut ensuite être utilisé pour analyser l'impact thermique du soudage. Par exemple, ce flux de chaleur peut servir à quantifier la source de chaleur ponctuelle en mouvement du modèle de Rosenthal (Rosenthal et Schmerber, 1938). Ce modèle permet de calculer les températures maximales atteintes lorsque cette source de chaleur se déplace le long d'une ligne correspondant au joint de soudure. L'expression suivante donne la valeur de la température maximale en un point défini par les coordonnées cylindriques ( $r, \theta, z$ ):

$$T - T_0 = \frac{\Phi_f}{2\pi k_T \sqrt{r_0^2 + z_0^2}} \exp \left[ -\frac{v}{2D} (r \cos \theta - R_{ép} \cos \theta + \sqrt{r_0^2 + z_0^2}) \right] \quad (1.17)$$

où  $T_0$  est la température uniforme initiale de la plaque,  $\Phi_f$  est le flux de chaleur issu du frottement,  $k_T$  est la conductivité thermique,  $v$  est la vitesse de soudage et  $D$  est la diffusivité thermique. La position initiale de la source de chaleur est donnée par  $r_0$  et  $z_0$  qui sont connus. La résolution de l'équation est faite à l'aide de méthodes numériques. Ce modèle permet de relier le champ de température aux paramètres de soudage. Le principal désavantage est l'utilisation d'une source ponctuelle et non surfacique. De plus, ce modèle ne permet pas de représenter l'évolution des profils de température dans le temps, ni les pertes de chaleur dans les milieux environnants.

#### 1.4.2.2 Pertes dans l'outil

La partie de la chaleur générée par le frottement qui est perdue dans l'outil n'est pas toujours calculée à l'aide du rapport des effusivités. Ces pertes sont plutôt considérées en utilisant un

terme de rendement. Khandkar, Khan et al. (Khandkar, Khan et al., 2003) se sont intéressés à ce problème et citent d'autres travaux qui estiment qu'environ 13 % de la puissance totale est transmise à l'outil. De leur côté, Simar, Lecompte-Becker et al. (Simar, Lecomte-Beckers et al., 2006) ont obtenu une perte de 5 % dans l'outil à l'aide de mesures de température dans ce dernier. L'analyse des transferts de chaleur lors du procédé réalisée par Chao, Qi et al. (Chao, Qi et al., 2003) permet de quantifier la quantité d'énergie fournie à l'outil et à la plaque lors du soudage. En effet, des mesures de température par thermocouple ont été effectuées à l'intérieur de l'outil et dans l'épaisseur de la plaque. Une méthode numérique inverse est employée pour optimiser les flux allant vers l'outil et vers la plaque en fonction des mesures expérimentales. Ces flux sont quantifiés et la quantité de chaleur transmise à l'outil constitue environ 5 % de l'énergie totale dépensée.

#### 1.4.2.3 Évolution de la température

L'évolution spatiale et temporelle de la température peut être calculée en intégrant la seconde loi de Fourier (Équation de la chaleur):

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = k_T \Delta T + \eta \sigma_0 \dot{\epsilon} \quad (1.18)$$

où le dernier terme correspond à la dissipation interne de la chaleur dans le corps considéré. Dans le cas du FSW, cette source interne de chaleur correspond à l'échauffement adiabatique du matériau provenant de la déformation plastique. Elle dépend de la contrainte d'écoulement  $\sigma_0$  et de la vitesse de déformation généralisée  $\dot{\epsilon}$ . La variable  $\eta$  permet de quantifier la proportion de l'énergie de déformation plastique qui est dissipée sous forme de chaleur et sa valeur est proche de 1. Dans un modèle thermique, la vitesse de déformation généralisée doit être obligatoirement estimée. Par contre, il est possible de tenir compte de la variation de la contrainte d'écoulement avec la température en effectuant le couplage thermomécanique : la valeur de la contrainte d'écoulement en un point est réactualisée à chaque incrément de temps pour tenir compte de la température en ce point.

L'évolution temporelle de la température de chaque élément de volume de la pièce est calculée numériquement par la méthode des différences finies ou par la méthode des éléments finis.



L'équation de la chaleur est résolue pour le volume de la pièce et le flux de frottement calculé précédemment est imposé en tant que condition aux limites. D'autres conditions aux limites peuvent être prescrites pour tenir compte des pertes de chaleur dans les objets et l'environnement qui entourent la pièce soudée. Les pertes par conduction dans les outils en contact avec la pièce soudée (support inférieur et outil de soudage) sont généralement prises en compte en imposant une résistance au transfert de chaleur par l'utilisation d'un coefficient de transfert de chaleur  $h$ . Le flux de chaleur à l'interface  $\Phi_C$  est donné par :

$$\Phi_C = h(T - T_0) \quad (1.19)$$

où  $T_0$  est la température (supposée constante) de l'objet en contact avec la pièce soudée. Le coefficient de transfert de chaleur peut varier en fonction de la pression appliquée par l'outil (Khandkar et Khan, 2001). Les pertes thermiques par radiation aux surfaces libres sont généralement prises en compte en utilisant la relation suivante pour calculer le flux de chaleur à l'interface  $\Phi_R$  :

$$\Phi_R = \sigma_R \varepsilon_R (T^4 - T_0^4) \quad (1.20)$$

où  $T_0$  est la température du milieu environnant,  $\sigma_R$  est la constante de Stefan et  $\varepsilon_R$  est l'émissivité du matériau. La résolution des équations 1.18 à 1.20 permet d'obtenir l'évolution des champs de température dans la pièce au cours du soudage. La Figure 1-12 montre les champs de température, sous forme d'isothermes, à un instant donné.

Si seule la contribution du frottement est considérée, le dernier terme de l'équation de la chaleur (1.18) est nul. La distribution de température peut être calculée à chaque incrément de temps. Ce calcul peut être réalisé numériquement par la méthode des différences finies pour obtenir une solution explicite (Frigaard, Grong et al., 2001). Cette méthode numérique est couramment utilisée pour résoudre l'équation de la chaleur en deux dimensions.

Les coefficients de frottement et de transfert de chaleur sont deux variables inconnues et leur valeur doit être estimée. Cette estimation peut être faite à l'aide d'une méthode inverse consistant à reproduire des mesures expérimentales de température en divers points de la plaque soudée. La valeur de ces paramètres peut varier en fonction de la température. De manière générale, le

coefficient de frottement a un impact plus marqué sur la quantité de chaleur générée, et donc sur la température maximale atteinte dans le joint alors que le coefficient de transfert de chaleur tend à déterminer davantage la vitesse de chauffage et de refroidissement du joint (Chao et Qi, 1998).

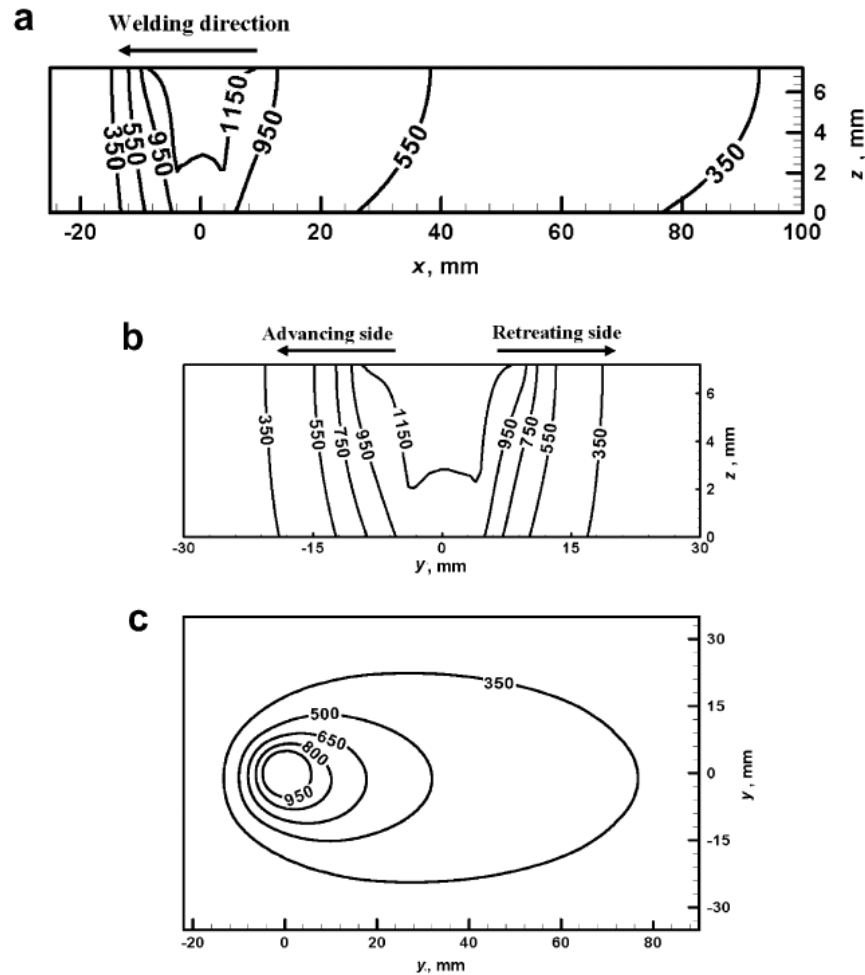


Figure 1-12: Champs de température calculés à l'aide d'un modèle thermique pour l'alliage T1-6Al-4V: a) Coupe longitudinale; b) Coupe transversale; c) Vue en plan de la surface des tôles soudées (Nandan, Lienert et al., 2008).

Des résultats satisfaisants ont été obtenus pour un coefficient de frottement très faible (0,15) (Khandkar et Khan, 2001). Cette conclusion démontre qu'un modèle pour lequel la création de chaleur repose entièrement sur le frottement des interfaces n'est pas représentatif de la réalité physique du procédé. Ainsi, en plus de montrer une précision peu élevée inhérente aux mesures

de température utilisées à des fins de calibration, ce type de modèle repose sur des hypothèses qui négligent une part fondamentale du problème, i.e. la déformation plastique du matériau. D'abord, cette dernière génère une partie de la chaleur. La matière dans le volume du joint subit une déformation plastique très importante lors du FSW, ce qui permet de penser que cette contribution n'est pas négligeable. De plus, elle est responsable de nombreux phénomènes microstructuraux observés dans le joint.

Une différence majeure entre la puissance de frottement et la puissance de déformation est le fait que la première est une source surfacique de chaleur, alors que la seconde constitue une source volumique de chaleur. Par contre, il est difficile d'établir les proportions relatives de chacune de ces sources puisque l'incertitude entourant le coefficient de frottement ne permet pas de quantifier la part due au frottement.

Certains auteurs ((Khandkar, Khan et al., 2003), (Schmidt, H. et Hattel, 2004)) font l'hypothèse que toute la déformation plastique se produit dans une bande de cisaillement tout près de l'interface avec la tige (et/ou de l'épaulement dans certains cas), ce qui leur permet d'interpréter cette source de chaleur comme une source surfacique et de considérer les puissances de frottement et de déformation plastique comme une source unique de chaleur. Or le volume déformé est délimité par la frontière extérieure de la ZATM, ce qui veut dire que la chaleur générée par la déformation provient du volume de matière situé entre la tige et la ZATM.

Selon une analyse du procédé réalisée par Dong, Lu et al. (Dong, Lu et al., 2001), la chaleur générée par le frottement de l'épaulement sur le matériau est responsable de l'élévation de température dans la partie supérieure de la plaque, alors que la puissance de déformation plastique fait augmenter la température dans la partie inférieure.

Pour tenir compte plus explicitement de la déformation plastique, des modèles thermiques plus détaillés ont été conçus pour tenir compte de la chaleur dissipée par la déformation plastique. Comme le montre l'équation de la chaleur (équation 1.16), la quantité de chaleur dégagée par ce

volume est calculée à partir de la contrainte d'écoulement du matériau et de la vitesse de déformation. Le principal défi à relever est d'établir la forme et la taille du volume de déformation et à tenir compte des gradients de déformation qui sont présents. Une pratique commune consiste à prescrire une source volumique de chaleur dans un volume donné de la pièce soudée. Par exemple, De Vuyst et al. (De Vuyst, D'Alvise et al., 2005) utilisent un volume tubulaire situé autour de la tige pour décrire le volume déformé. Pour leur part, (Simar, Lecomte-Beckers et al., 2006) délimitent leur source volumique de chaleur par un cône tronqué inversé dont la partie centrale, qui correspond à l'emplacement de l'outil, est vide.

La connaissance de la loi constitutive du matériau, c'est-à-dire la façon dont la contrainte d'écoulement évolue en fonction de la température, de la déformation et de la vitesse de déformation est nécessaire pour effectuer le calcul de la puissance de déformation. En effet, si on ne tient pas compte du fait que la contrainte d'écoulement est beaucoup plus faible à haute température, la puissance de déformation sera surestimée dans cette gamme de température. Le comportement du matériau doit donc être décrit par une loi du type :

$$\sigma_0 = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \quad (1.21)$$

La relation ci-dessus montre le couplage thermomécanique qui survient lors du soudage. En effet, la création de la chaleur dépend des propriétés du matériau, alors que ces dernières dépendent de la température. Ce couplage peut être pris en compte lors du calcul, en réactualisant les propriétés du matériau à chaque incrément de temps, afin que la création de chaleur soit calculée en conséquence.

Le calcul de la puissance de déformation plastique implique une connaissance de la vitesse de déformation et de la déformation subie par le matériau au cours du FSW. Ces variables ne peuvent pas être mesurées directement. C'est pourquoi elles sont généralement estimées dans le cadre d'un modèle thermique.

La répartition de la création de chaleur entre chacune des deux sources, i.e. le frottement et la déformation plastique, est inconnue. Cette répartition peut être hypothétique. Par exemple, De

Vuyst, D'Alvise et al. (De Vuyst, D'Alvise et al., 2005) ont émis l'hypothèse que 75 % de la chaleur générée provient du frottement et le reste de la déformation plastique. Il est toutefois plus commun d'utiliser un paramètre ajustable permettant de définir cette répartition en reproduisant des données expérimentales. Comme nous l'avons vu à la section 1.2.2, la répartition entre frottement et déformation plastique dépend de la condition de contact qui prévaut à l'interface entre l'outil et le métal soudé. Les travaux de simulation de Simar, Pardoen et al. (Simar, Pardoen et al., 2004) suggèrent que ce contact est presque totalement collant, ce qui impliquerait une génération de chaleur provenant de la déformation plastique uniquement.

L'introduction d'une source volumique de chaleur amène un niveau de précision supplémentaire puisque la répartition de la chaleur est plus représentative de la réalité. Toutefois, le couplage thermomécanique reste imprécis puisque la création de chaleur dépend de la vitesse de déformation et de la déformation du matériau qui ne peuvent qu'être estimées. L'évolution de la puissance de déformation plastique dans le temps est donc elle aussi imprécise. Afin d'améliorer la représentativité physique des calculs, une modélisation de l'écoulement du matériau doit être réalisée.

### **1.4.3 Modèles thermomécaniques**

La modélisation de l'écoulement plastique du matériau lors du soudage permet de calculer directement la puissance de déformation plastique. D'une part, le calcul de la vitesse de déformation est fait dans chaque élément de volume, ce qui permet d'évaluer les gradients de déformation entre les différentes zones du joint. Cela mène à une représentation plus juste de la répartition de la déformation. Le calcul de la puissance de déformation plastique et de la contrainte d'écoulement à chaque incrément est donc plus précis puisqu'il repose sur des valeurs de vitesse de déformation calculées et non estimées.

Les modèles thermomécaniques peuvent être classés en deux groupes. Le premier groupe comprend les modèles établis à partir des principes de la dynamique des fluides. Ce type de modèle est utile pour simuler l'écoulement du matériau en régime permanent. Dans un tel cas, on

fait l'hypothèse que le matériau chaud et mou se comporte comme un liquide très visqueux. Le second groupe de modèles est basé sur la mécanique du solide, et est mieux adapté aux calculs transitoires. Le déplacement des surfaces libres peut être analysé afin de mettre en évidence les conditions menant à la création de défauts dans le joint. Ces deux groupes de modèle seront présentés plus en détails dans ce qui suit. Un accent particulier sera mis sur les différentes stratégies de modélisation utilisées. Par contre, comme les lois et équations dérivées de la dynamique des fluides et de la mécanique du solide sont disponibles dans des ouvrages de référence, elles ne seront pas présentées en détails.

#### 1.4.3.1 Modèles basés sur la dynamique des fluides

En dynamique des fluides, la puissance de déformation plastique est souvent appelée puissance de dissipation visqueuse. Cela vient du fait qu'un fluide est caractérisé par sa viscosité, plus facilement mesurable, plutôt que par sa contrainte d'écoulement. La viscosité, par définition, est une constante de proportionnalité entre la contrainte appliquée sur un fluide et la vitesse de déformation de ce fluide :

$$\mu = \frac{\sigma}{3\dot{\varepsilon}} \quad (1.22)$$

Cette propriété peut être mesurée expérimentalement d'une manière relativement simple. Les résultats de Colegrove et Shercliff (Colegrove et Shercliff, 2005) montrent que pour bien reproduire le comportement du matériau aux températures et vitesses de déformation en vigueur lors du FSW, la viscosité doit être très basse, c'est-à-dire que le comportement du matériau est proche de celui d'un fluide. La puissance de dissipation visqueuse est donnée par :

$$\dot{W}_\mu = \int_\Omega \sigma \dot{\varepsilon} d\Omega = \int_\Omega (3\mu\dot{\varepsilon})\dot{\varepsilon} d\Omega = \int_\Omega 3\mu\dot{\varepsilon}^2 d\Omega \quad (1.23)$$

Le couplage thermomécanique n'est pas nécessairement toujours pris en compte directement. Par exemple, Colegrove et Shercliff (Colegrove et Shercliff, 2003) négligent le gradient de température dans le matériau autour de l'outil, ce qui permet d'établir que la viscosité du matériau est la même en tout point et d'évaluer la chaleur générée par dissipation visqueuse. De plus, ils estiment l'écoulement autour de l'outil en ne tenant pas compte des détails géométriques de l'outil. La viscosité est établie en fonction de données expérimentales externes.

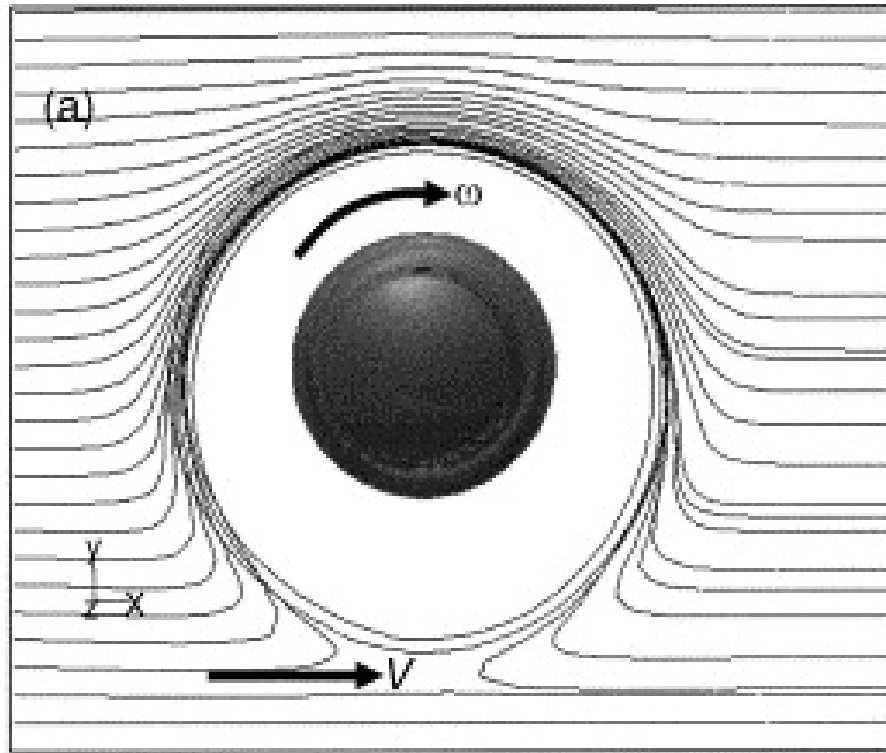


Figure 1-13: Représentation eulérienne de l'écoulement (Colegrove et Shercliff, 2005).

Dans ce type de représentation, le référentiel se trouve au même endroit que l'outil, et c'est donc le matériau qui se déplace par rapport à ce référentiel, tel qu'indiqué par le vecteur représentant la vitesse  $V$  dans la Figure 1-13. Le métal soudé entre donc dans le volume considéré et en ressort. Il s'agit d'une représentation eulérienne. Ce type de représentation convient à la modélisation de phénomènes caractérisés par un régime permanent (Schmidt, H. et Hattel, 2004).

L'écoulement du matériau peut être calculé par la résolution de l'équation de Navier-Stokes qui dans sa forme vectorielle est donnée par:

$$\rho \frac{\partial \vec{v}}{\partial t} + \rho \cdot (\vec{v} \cdot \nabla) \cdot \vec{v} = \vec{F} - \nabla P + \frac{\mu}{\rho} \nabla^2 \vec{v} \quad (1.24)$$

où  $\rho$  est la densité du fluide,  $\vec{v}$  est le champ de vitesse,  $P$  est la pression et  $\vec{F}$  est la force volumique agissant sur le fluide. La condition d'incompressibilité du fluide doit également être vérifiée :

$$\nabla \cdot \vec{v} = 0 \quad (1.25)$$

Les conditions aux limites du problème prennent la forme de champs de vitesse imposés aux interfaces. Ces champs de vitesses doivent être estimés en fonction de la condition de contact. Pour un contact collant par exemple, le champ de vitesse imposé à l'interface entre l'outil et le matériau soudé sera le champ de vitesse de l'outil. Pour un contact avec frottement, les vitesses imposées au matériau à l'interface seront définies par une fraction des vitesses de l'outil ((Kallgren, Jin et al., 2004), (Nandan, Roy et al., 2006)). La condition de contact et les paramètres de la loi de comportement du matériau peuvent donc être considérés comme des paramètres ajustables du modèle, comme dans le cas des modèles thermiques.

L'objectif principal visé par les utilisateurs d'une telle approche est la reproduction de l'écoulement du matériau afin de calculer la puissance de déformation plastique. Le modèle permet de connaître le déplacement du matériau en régime permanent, mais pas la déformation plastique généralisée subie en chaque point du joint soudé. D'autre part, ce type de modèle est utilisé pour visualiser l'écoulement en fonction de divers paramètres de soudage, notamment la géométrie de l'outil (Figure 1-14). La connaissance de la géométrie de l'écoulement peut mener à une meilleure compréhension des phénomènes métallurgiques, lesquels ont une influence très importante sur les propriétés mécaniques du joint soudé. Les résultats obtenus à l'aide de modèles qui reposent sur la dynamique des fluides peuvent être comparés à des résultats d'expériences de traçage, au cours desquelles des particules sont introduites dans les pièces soudées afin de connaître leur déplacement au cours du soudage.

#### **1.4.3.2 Modèles basés sur la mécanique du solide**

Les modèles qui sont issus de la théorie de la dynamique des fluides permettent de décrire l'écoulement du matériau et de calculer la puissance de dissipation visqueuse générée par cet écoulement, ce qui mène à un calcul plus précis de la distribution de température dans la pièce soudée. Toutefois, ce type de modèle ne permet pas de connaître la quantité de déformation subie par chaque élément de volume du matériau soudé. Cette information peut s'avérer utile pour



modéliser les changements microstructuraux, tels que la recristallisation, qui dépendent de la quantité de déformation subie par le matériau.

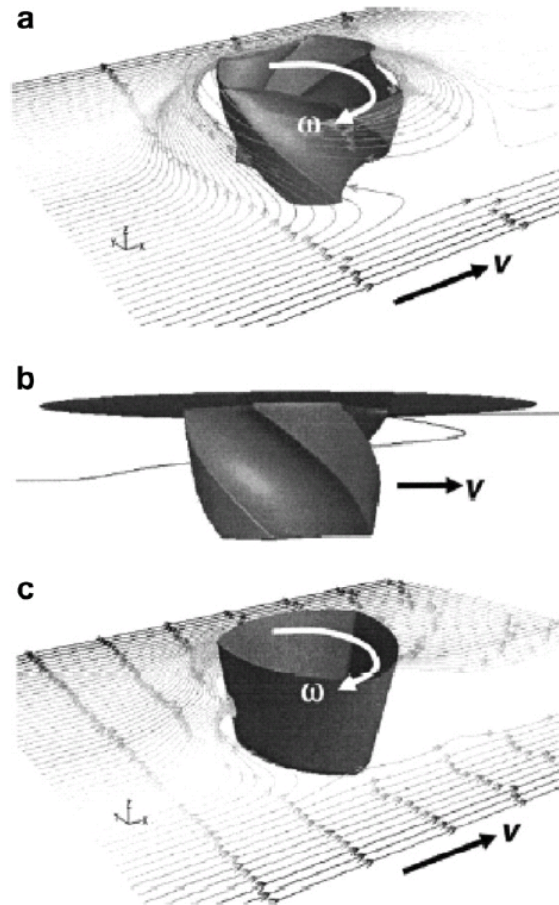


Figure 1-14: Représentation de l'écoulement sous la forme de lignes de courant. Le modèle est utilisé pour comparer l'effet de trois géométries d'outil différentes (Colegrove, P. A. et Shercliff, H. R., 2004).

D'autres études, basées sur la théorie de la plasticité, sont donc apparues dans le but d'obtenir de l'information supplémentaire sur ces deux aspects ((Fourment, Guerdoux et al., 2004), (Schmidt, H. et Hattel, 2004), (Schmidt, H. et Hattel, 2005), (Buffa, Hua et al., 2006)). Dans un tel cas, la formulation du modèle, dite lagrangienne, est telle que le référentiel se déplace avec le maillage. Une telle représentation est mieux adaptée à la modélisation de phénomènes transitoires (Schmidt, H. et Hattel, 2004). La déformation plastique engendrée par le mouvement de l'outil

est calculée pour chaque élément de volume, et ce à chaque incrément de temps du calcul. L'intégration dans le temps permet de connaître la quantité de déformation généralisée subie par chaque particule et ainsi de connaître la distribution de la déformation plastique dans le joint. Cette information peut être utile pour interpréter les différents changements microstructuraux qui surviennent lors du soudage.

Le principal désavantage de ce type de modèle est la gestion de la rupture du matériau et de l'élimination des interfaces lors du soudage, des phénomènes difficiles à modéliser en raison de la formulation utilisée. Une autre difficulté réside dans le fait que les éléments finis entraînés par l'outil subissent rapidement une dégénérescence, ce qui nécessite des remaillages et augmente le temps de calcul.

Ce type de modèle a fait son apparition plus récemment à cause de la complexité du calcul, qui demande des performances informatiques plus importantes. Les paramètres qui influencent le temps de calcul sont le nombre d'éléments finis du modèle, le niveau d'affinement de la discrétisation temporelle et le critère de remaillage lorsque celui-ci est utilisé. En général, un gain en temps de calcul se traduit par une perte de précision. Par exemple, une réduction du nombre d'éléments de volume accélère le calcul, mais diminue la résolution spatiale. Ainsi, la démarche de modélisation constitue à obtenir un compromis optimal entre le temps et la précision du calcul (Buffa, Hua et al., 2006).

Les problèmes inhérents aux modèles basés sur la mécanique du solide, i.e. la dégénérescence des éléments et la gestion de la rupture, a mené certains auteurs ((Schmidt, H. et Hattel, 2005), (Fourment, Guerdoux et al., 2004), (Buffa, Hua et al., 2006)) à utiliser une formulation mixte, dite eulérienne-lagrangienne arbitraire (*Arbitrary Lagrangian-Eulerian*, ALE). Un tel modèle consiste en un écoulement continu du matériau à travers le référentiel eulérien, alors que les interfaces entre le métal et les outils sont lagrangiennes, afin de suivre le matériau qui s'y trouve de manière transitoire. L'inconnue principale de leur simulation demeure la condition de contact qui décrit le frottement aux interfaces outil/matériau.

Ce type de modèle se prête avantageusement à l'optimisation du design de l'outil. Par exemple, Buffa et al. (Buffa, Hua et al., 2006) ont pu déterminer qu'un outil dont la partie de la tige rattachée à l'épaulement est conique augmente la quantité de déformation à laquelle est soumise le matériau et augmente la taille du noyau. Enfin, ce type de formulation a également été utilisé pour optimiser le coefficient de frottement à l'interface (Fourment, Guerdoux et al., 2004) et pour prédire l'apparition de défauts durant la phase d'avance (Schmidt, H. et Hattel, 2005), tel que montré par la Figure 1-15.

Le choix de lois rhéologiques représentatives du comportement du matériau dans le volume et à l'interface avec l'outil constitue une étape importante dans la conception d'un modèle thermomécanique. Le premier modèle reposant sur la mécanique (Ulysse, 2002), a considéré la variation de la contrainte d'écoulement  $\sigma_0$  avec la température et la vitesse de déformation en employant la loi suivante:

$$\sigma_0 = \frac{1}{\alpha} \sinh^{-1} \left[ \left( \frac{Z}{A} \right)^{1/n} \right] \quad (1.26)$$

où  $\alpha$ ,  $A$  et  $n$  sont des constantes du matériau, alors que  $Z$  est le paramètre de Zener-Hollomon donné par l'équation 1.6. Les constantes du matériau peuvent être obtenues à l'aide d'essais de compression réalisés à plusieurs températures et plusieurs vitesses. Il n'est toutefois pas certain que de tels tests de compression soient représentatifs des conditions du FSW. D'ailleurs, les écarts du modèle d'Ulysse par rapport aux mesures expérimentales s'expliquent, selon l'auteur, par une loi de comportement inadéquate pour les grandes variations de température, déformation et vitesse de déformation qui caractérisent le FSW (Ulysse, 2002).

La loi de comportement peut prendre d'autres formes. Par exemple, la loi de Johnson-Cook a été utilisée par Schmidt et Hattel (Schmidt, H. et Hattel, 2005). Cette loi est exprimée à l'aide de la relation suivante :

$$\sigma_0 = (A + B\bar{\epsilon}^n) \left( 1 + C \ln \frac{\dot{\bar{\epsilon}}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \left( 1 - \left( \frac{T - T_0}{T_F - T_0} \right)^m \right) \quad (1.27)$$

où  $A$ ,  $B$ ,  $C$ ,  $n$  et  $m$  sont des constantes du matériau obtenues expérimentalement,  $T_F$  est la température de fusion,  $T_0$  est une température de référence et  $\dot{\varepsilon}_0$  est une vitesse de déformation normalisée. Également, la loi de Norton-Hoff, bien connue en modélisation des procédés de mise en forme comme le forgeage à chaud, a été utilisée par quelques auteurs pour modéliser le FSW ((Chenot et Massoni, 2006), (De Vuyst, Magotte et al., 2006)). Cette loi de comportement se traduit par la relation suivante:

$$\sigma_0 = K\sqrt{3}(\sqrt{3}\dot{\varepsilon})^m \quad (1.28)$$

où  $K$  est une fonction de la température et de la déformation généralisée. Cette fonction prend souvent la forme suivante :

$$K = K_0(\varepsilon_0 + \bar{\varepsilon})^n \exp\left(\frac{\beta}{T}\right) \quad (1.29)$$

où  $K_0$ ,  $\varepsilon_0$ , et  $\beta$  sont des constantes du matériau. De leur côté, Buffa et al. (Buffa, Hua et al., 2006) ont opté une loi de comportement plus simple:

$$\sigma_0 = KT^A \dot{\varepsilon}^B \bar{\varepsilon}^C \quad (1.30)$$

où  $K$ ,  $A$ ,  $B$  et  $C$  sont des constantes du matériau.

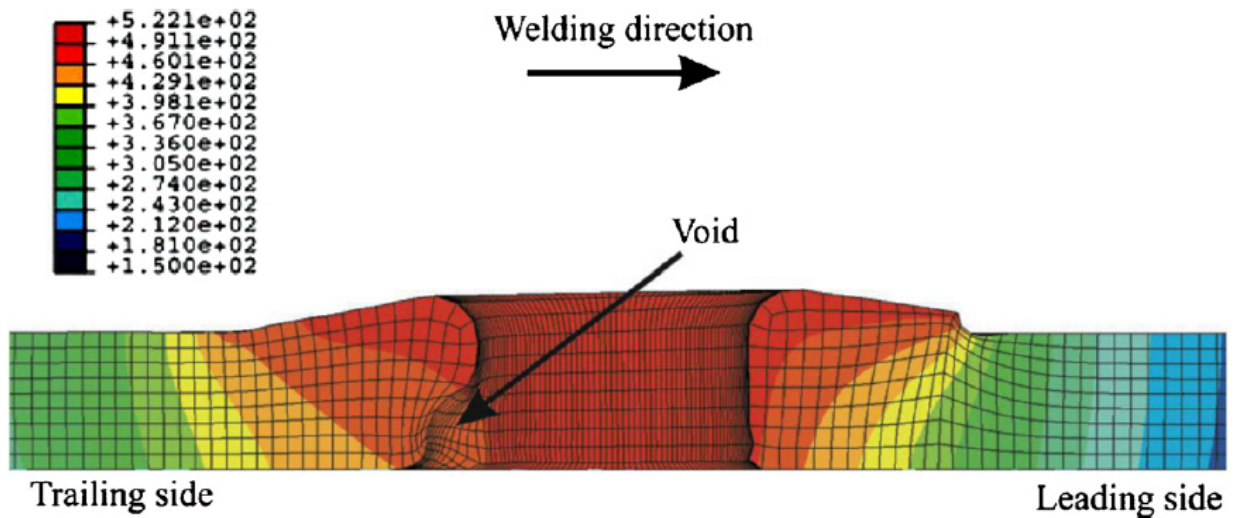


Figure 1-15: Utilisation d'une formulation ALE pour modéliser l'écoulement plastique du matériau et prédire l'apparition de défaut de soudage (Schmidt, H. et Hattel, 2005).

Par ailleurs, la condition de contact aux interfaces entre l'outil et la pièce doit être décrite par une loi de frottement. Par exemple, la loi de frottement de Coulomb (Schmidt, H. et Hattel, 2004) peut être introduite pour relier le cisaillement à l'interface à la pression normale exercée par l'outil (Éq. 1.2). D'autres lois de frottement peuvent être utilisées. Une loi de frottement viscoplastique permet de tenir compte de la loi de comportement du matériau en décrivant le cisaillement à l'interface  $\tau$  en fonction de la consistance viscoplastique  $K$  (Éq. 1.29) :

$$\tau = -\alpha K v_s^p \quad (1.31)$$

où  $\alpha$  est le coefficient de frottement et  $p$  est l'indice de sensibilité à la vitesse de glissement (Wagoner et Chenot, 2001). Lorsque  $m = p = 0$ , l'équation 1.31 devient équivalente à la loi de frottement de Tresca,  $\tau = -\alpha \sigma_0/\sqrt{3}$ . Dans ce cas, la valeur de  $\alpha$  varie entre 0 pour un contact parfaitement glissant et 1 pour un contact parfaitement collant.

Le type de contact est toujours un paramètre ajustable du modèle. Toutefois, un modèle basé sur la mécanique du solide permet de calculer la chaleur créée par le frottement de manière directe (Simar, Pardoën et al., 2004). Pour une loi de frottement donnée, la valeur choisie pour le coefficient de frottement est généralement arbitraire, même si ce paramètre a un impact majeur sur l'histoire thermomécanique. Par exemple, Buffa et al. (Buffa, Hua et al., 2006) ont utilisé une loi de frottement de Coulomb avec un coefficient de frottement égal à 0,46, ce qui constitue une valeur relativement basse puisque les résultats qui découlent de cette approche montrent une faible déformation plastique. En effet, des vitesses de déformation de l'ordre de  $5 \text{ s}^{-1}$  sont obtenues sous l'outil pour une vitesse de rotation de 1000 rpm et une vitesse d'avance de 100 mm/min. La chaleur est dans ce cas dissipée dans une large proportion par le frottement. La température atteinte près de l'outil serait de l'ordre de  $450^\circ\text{C}$ . Toutefois, le transfert de chaleur dans les objets environnants (support inférieur, outil) est négligé.

Ces résultats sont en désaccord avec ceux d'Askari et al. (Askari, Silling et al., 2001) rapportés par McNelley et al. (McNelley, Swaminathan et al., 2008), pour qui la gamme de vitesses de déformation en vigueur lors du FSW se situerait entre 10 et  $100 \text{ s}^{-1}$ . Cette gamme serait encore

plus élargie pour Gerlich et al. (Gerlich, Yamamoto et al., 2008) qui estiment, à partir de la taille de grain, que la vitesse de déformation varie de  $0,6 \text{ s}^{-1}$  pour une vitesse de rotation élevée (3000 rpm) à  $1600 \text{ s}^{-1}$  pour une vitesse de rotation plus basse (750 rpm). Cette variation inverse de la vitesse de déformation avec la vitesse de rotation pourrait s'expliquer, selon eux, par une variation de la condition de contact à l'interface : le contact deviendrait glissant à haute vitesse de rotation. Ce comportement a été observé pour les alliages 2024 et 7075.

#### 1.4.4 Modèles mixtes

Comme les différentes approches que nous avons décrites jusqu'à maintenant se distinguent par leurs avantages et inconvénients respectifs, certains auteurs ont tenté de développer des modèles mixtes, dans lesquelles plusieurs types de modèles sont mis à contribution de manière à optimiser le temps de calcul et la qualité des résultats.

Par exemple, Heurtier et al. (Heurtier, Jones et al., 2006) ont mis au point un modèle combinant le calcul de la trajectoire du matériau via une formulation basée sur la dynamique des fluides à un modèle thermique classique dont la composante de chaleur provenant de la déformation est calculée à partir de la théorie de la plasticité. Pour ce faire, ils définissent les trois composantes du champ de vitesse global, c'est-à-dire les champs de vitesse qui décrivent les mouvements de translation horizontale, de translation verticale et de rotation. La composante thermique est décrite par une part de frottement, obtenue analytiquement, et une part reliée à la déformation plastique du matériau. Cette dernière est calculée par intégration sur la trajectoire subie par un élément de volume de matériau.

Un autre modèle mixte a été développé par Bastier et al. (Bastier, Maitournam et al., 2006). Ce modèle effectue d'abord un calcul thermique qui ne tient compte que du frottement pour obtenir le profil de température. Parallèlement, un champ de vitesse est calculé localement près de l'outil à partir des conditions aux frontières prescrites à l'interface outil/métal. La distribution de température et les champs de vitesse sont ensuite utilisés pour calculer la déformation plastique subie par le matériau, dont le comportement est assimilé à celui d'un fluide parfait, i.e. la

viscosité du matériau ne dépend pas de la vitesse de déformation. La déformation plastique généralisée est ensuite utilisée pour déterminer les contraintes résiduelles dans le joint.

## 1.5 Caractérisation mécanique

L'optimisation du procédé nécessite qu'une caractérisation mécanique des joints soit effectuée. La pratique la plus couramment utilisée est la mesure de microdureté dans les différentes zones du joint, afin d'obtenir un profil dans l'ensemble de ce dernier et d'établir où se trouvent les zones les plus faibles. Des essais de traction sont aussi effectués. Enfin, la résistance du joint soudé soumis à une contrainte cyclique doit être déterminée à l'aide d'essais de fatigue, qui permettent d'établir la courbe d'endurance du joint. De tels essais sont généralement accompagnés d'une analyse fractographique qui vise à évaluer quelles caractéristiques du joint sont critiques pour sa durée de vie.

### 1.5.1 Microdureté

Des mesures de microdureté peuvent être réalisées à différents endroits de la section transversale du joint afin d'évaluer la variation locale de la résistance mécanique. De telles mesures sont souvent pratiquées à intervalles réguliers le long d'une ou plusieurs lignes horizontales sur la section transversale, permettant ainsi d'obtenir un profil de microdureté.

Un tel profil a habituellement la forme caractéristique d'un « W » pour les alliages à durcissement structural (Figure 1-16). En effet, on observe une perte de dureté importante dans la ZAT, causée par une croissance des précipités, ainsi qu'une perte de dureté moins prononcée dans le noyau, où la dissolution des précipités est suivie d'une reprecipitation qui tend à ramener la résistance mécanique au niveau de celles du métal de base. Shuckla et Beaslack III (Shuckla et Beaslack III, 2006) ont observé que la forme du profil varie peu en fonction de l'épaisseur de la tôle soudée. Par contre, elle est affectée par l'apport de chaleur. Par exemple, la dureté du noyau pour l'alliage AA7050 est directement reliée à la température maximale atteinte à cet endroit (Reynolds, Tang et al., 2005). Comme le montre la Figure 1-16, les alliages durcis par

écrouissage (1050 et 5083) ne présentent pas un tel comportement (Uematsu, Tokaji et al., 2009). Une légère augmentation de la dureté est plutôt observée dans le noyau très déformé.

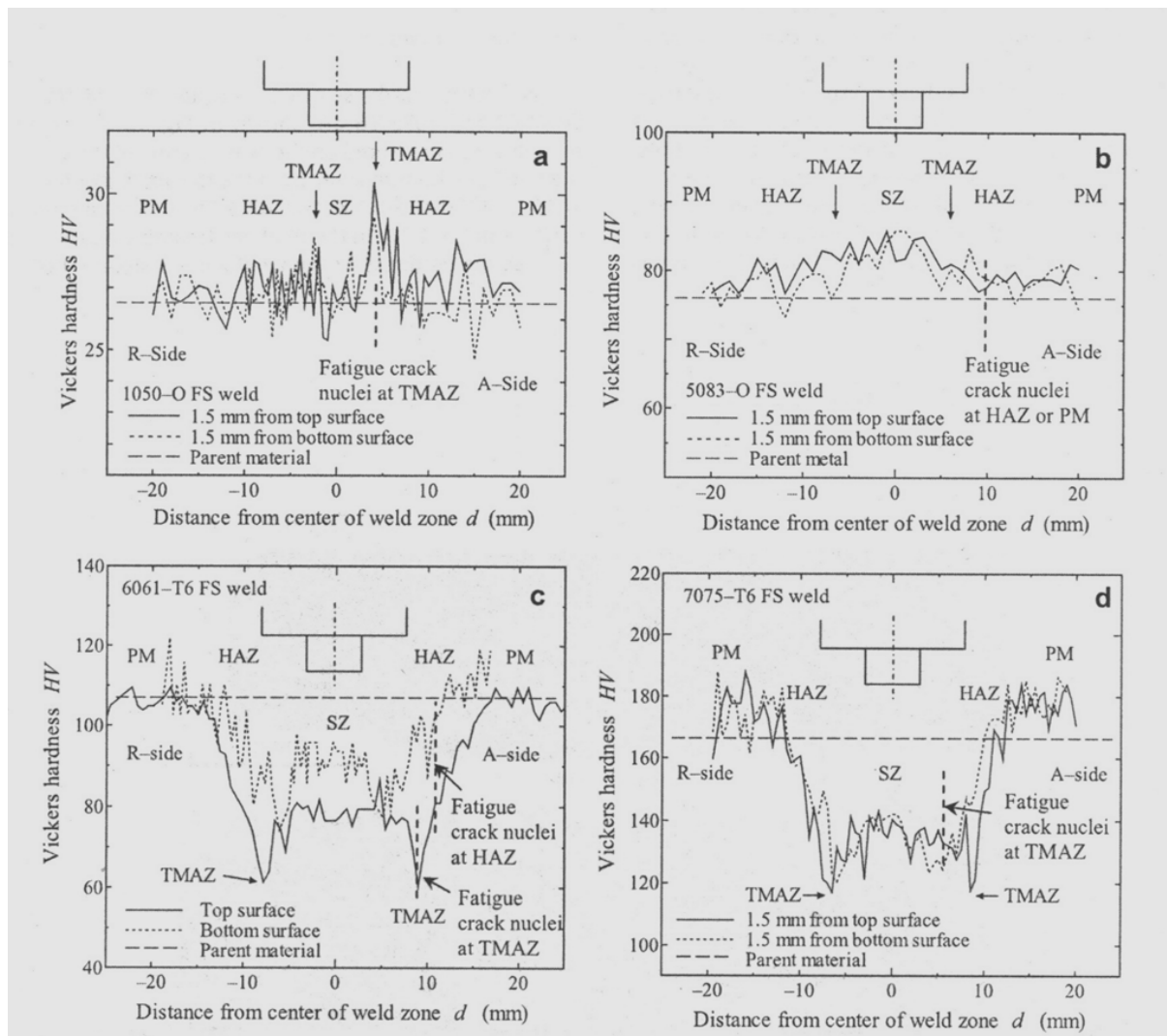


Figure 1-16: Profil de microdureté pour 4 alliages différents: a) 1050-O; b) 5083-O; c) 6061-T6; d) 7075-T6 (Uematsu, Tokaji et al., 2009).

De nombreuses mesures de microdureté ont été réalisées afin de comprendre l'effet des paramètres de soudage sur la résistance mécanique du joint. Les résultats obtenus sont souvent contradictoires. Par exemple, certains résultats montrent que la valeur de dureté dans la ZAT est relativement insensible à une variation des paramètres du procédé (Yan, Sutton et al., 2005) alors que d'autres suggèrent une dureté plus faible dans la ZAT pour une vitesse  $v$  inférieure ( $\omega$



constante), mais aussi pour une vitesse de rotation inférieure ( $v$  constante) (Shuckla et Beaslack III, 2006).

La nature de l'alliage influence le résultat. Pour un alliage durci par précipitation, l'état de précipitation a une influence plus grande sur la dureté du noyau que la taille de grain (Shuckla et Beaslack III, 2006). Par contre, pour de l'aluminium commercialement pur, une baisse de la dureté est mesurée dans le noyau lorsque l'apport de chaleur augmente, puisque la taille des grains est alors plus grande (Kurt, Uygur et al., 2006).

### **1.5.2 Résistance à la traction**

Le recours à l'essai de traction est courant pour caractériser mécaniquement les joints soudés ((Reynolds, Lockwood et al., 2000), (Dubourg, Gagnon et al., 2006)). De manière générale, les propriétés métallurgiques des différentes zones du joint varient en fonction de l'apport de chaleur déterminé par les paramètres de soudage. Cette variation, mise en évidence par les mesures de microdureté présentées à la section précédente, peut être néfaste pour la résistance en traction et peut engendrer une rupture prématurée dans une des zones pour les alliages à durcissement par précipitation. Pour ces alliages, cet affaiblissement localisé se produit majoritairement dans la ZAT et est plus important lorsque l'apport de chaleur est grand.

Pour les alliages durcis par précipitation, le paramètre qui contrôle la résistance en traction des joints soudés est l'état de la précipitation, alors que les effets de la densité de dislocations et de la taille des grains ont une influence largement inférieure (Genevois, Deschamps et al., 2006). Lors de micro-essais de traction, Simar et al. (Simar, De Meester et al., 2006) ont démontré que la limite d'élasticité est la même pour le noyau et pour la ZAT, alors que la résistance à la traction est inférieure pour cette dernière. Cela serait dû à la capacité supérieure de consolidation des zones GP présentes dans le noyau, comparée à celle des précipités  $\theta'$  de la ZAT. Cette différence expliquerait donc pourquoi la déformation se localise rapidement dans la ZAT lors d'essais de traction réalisés sur le joint dans son ensemble.

Pour des joints réalisés avec un faible apport de chaleur, la rupture peut se produire dans le noyau ((Shuckla et Beaslack III, 2006), (Reynolds, Lockwood et al., 2000)). Cependant, une localisation de la déformation et de la rupture à l'interface entre le noyau et la ZATM a également été observée pour des échantillons en alliage AA2024, à l'état T6 et T351 (Genevois, Deschamps et al., 2005).

Pour les alliages qui ne sont pas traités thermiquement (série 5XXX), les résultats sont mitigés. Pour certains, la rupture en tension peut se produire dans le métal de base, en dehors du joint (Reynolds, Lockwood et al., 2000). La résistance en tension est relativement homogène dans l'ensemble des zones du joint (Genevois, Deschamps et al., 2006). Pour l'alliage AA5083, une localisation de la déformation plastique dans le noyau a été observée (Peel, M., Steuwer et al., 2003). Il y a eu adoucissement du noyau durant le soudage, qui a eu pour effet d'enrayer l'écrouissage de l'alliage de base. Cela fait en sorte que la zone du noyau est plus facile à déformer plastiquement. La localisation de la déformation qui en résulte mène à la rupture.

### **1.5.3 Résistance en fatigue**

Le procédé de soudage par frottement-malaxage est aujourd'hui considéré comme une alternative viable au remplacement des joints rivetés dans la fabrication de fuselage d'aéronefs. Comme il s'agit d'une percée technologique relativement récente, certaines interrogations sont encore sans réponse quant à la résistance de ces joints en fatigue.

Le chargement cyclique principal auquel une structure d'aéronef est soumise est la contrainte circonférentielle, due à la pressurisation du fuselage. Cette dernière est appliquée une fois à chaque vol. Depuis de nombreuses années, le rivetage est la technique d'assemblage privilégiée pour la construction de fuselages d'aéronefs. L'utilisation du FSW comme procédé d'assemblage a pour effet de modifier considérablement la manière de traiter la résistance en fatigue des joints reliant les tôles entre elles et ces dernières à la structure du fuselage. Même si le chargement de

base est le même, la configuration du joint peut changer le mode local de sollicitation. Par exemple, le remplacement des joints rivetés par le FSW pour relier les tôles entre elles élimine la nécessité d'utiliser des joints de recouvrement. Un soudage des plaques bout à bout étant possible, la flexion hors du plan est éliminée.

La résistance en fatigue des joints bout à bout a été mesurée dans un nombre considérable d'études. Des travaux qui ont été réalisés jusqu'à maintenant, la moitié environ ont portés sur des alliages voués à un emploi en aéronautique (alliages des séries 2XXX et 7XXX), alors que l'autre moitié traite de la résistance d'alliages utilisés dans la fabrication navale, ferroviaire ou automobile (alliages des séries 5XXX et 6XXX). Dans ce qui suit, les caractéristiques des joints soudés qui influencent l'amorçage des fissures et leur propagation seront abordés.

#### **1.5.3.1 Amorçage de fissures et courbes d'endurance**

L'amorçage des fissures de fatigue est fortement lié à la présence de concentrations de contrainte à la surface de la pièce sollicitée. Les joints obtenus par FSW, à l'état brut de soudage, montrent un état de surface qui mène à une concentration de contrainte suffisante pour que les fissures s'y amorcent préférentiellement (Lomolino, Tovo et al., 2005). D'abord, la présence de bavures en périphérie du joint apparaît comme le facteur le plus déterminant. De surcroît, ces bavures sont situées à proximité de la ZAT, qui est la zone la plus faible du joint. Néanmoins, lorsque l'apport de chaleur est relativement faible, les rainures circulaires laissées par l'outil à la surface du joint peuvent s'avérer déterminantes. Pour ces raisons, un polissage de la surface du joint est souvent réalisé afin d'améliorer la résistance à l'amorçage.

Plusieurs études ont été consacrées à l'alliage AA2024, qui est souvent utilisé pour fabriquer l'enveloppe du fuselage des avions. D'abord, lorsque la rupture a lieu dans la ZAT (soudure chaude), l'amorçage se produit à une interface matrice/précipité (Booth et Sinclair, 2002). L'amorçage est facilité car les précipités sont plus gros et plus incohérents dans la ZAT. Pour une soudure froide, l'amorçage des fissures se produit à la racine des rayures superficielles ou à un

défaut interne et la propagation se produit le long d'une interface entre deux bandes de la structure en « pelures d'oignon ».

D'autres défauts à la surface du joint peuvent être déterminants pour la vie en fatigue de ce dernier. Par exemple, lors du soudage, le manque de pénétration (*lack of penetration*, LOP) peut résulter en la présence d'un défaut à la racine du joint à l'interface entre les deux pièces assemblées. La résistance en fatigue du joint peut être réduite jusqu'à 90% lorsque ce type de défaut est présent ((Dickerson et Przydatek, 2003), (Barnes, McMichael et al., 2006), (Zhou, Yang et al., 2006)). Les travaux de Dickerson et Przydatek, en particulier, ont visé à déterminer dans quelle mesure la taille de ce défaut a une influence sur la vie en fatigue d'un joint. Selon eux, un manque de pénétration d'une profondeur inférieure à 0,35 mm n'affecte pas la durée de vie en fatigue en comparaison des joints exempts de défaut.

De leur côté, Barnes et al. (Barnes, McMichael et al., 2006) ont montré que c'est l'apport de chaleur qui détermine s'il y a ou non manque de pénétration. Il s'agit du facteur déterminant pour l'apparition d'un défaut à la racine. Leurs travaux montrent que la différence d'épaisseur, la valeur de la distance initiale entre les tôles (jusqu'à une certaine limite) et l'usure légère de l'outil n'abaissent pas significativement la résistance en fatigue du joint.

Le problème auquel on doit faire face pour contrôler la présence de ces défauts à la racine est la grande difficulté que représente leur détection par des méthodes non-destructives. En ce sens, il peut s'avérer nécessaire de réaliser un essai destructif sur un coupon obtenu dans des conditions identiques. Il y a une corrélation entre une faible résistance du joint à un test de flexion et une vie en fatigue réduite (Pepe, Vilaca et al., 2006).

La durée de vie d'un joint soudé par FSW est plus courte que celle du métal de base. Cet écart se resserre lorsque le niveau de contrainte est plus bas ((Bolser, Talwar et al., 2005), (Zhou, Yang et al., 2006)). Une étude statistique sur les résultats disponibles dans la littérature quant à la vie en fatigue de joint bout à bout obtenus par FSW a été réalisée par Lomolino et al. (Lomolino, Tovo

et al., 2005). Cette étude montre que les joints constitués à partir d'alliages qui ont vieilli naturellement sont plus résistants à la fatigue que ceux provenant d'alliages soumis à un vieillissement artificiel. De plus, les effets de la géométrie de l'outil et de l'apport de chaleur, dans la mesure où seuls des joints sans défaut sont testés, auraient un effet très faible sur la résistance en fatigue du joint.

Des travaux ont été menés par James et al. afin d'établir une corrélation entre la vie en fatigue de joints obtenus par FSW (alliages 5083-H321 et 5383-H321) et la vitesse de soudage (James, Bradley et al., 2005). L'augmentation de cette dernière de 80 à 200 mm/min abaisse considérablement la limite d'endurance à  $10^7$  cycles. Selon les auteurs, un des facteurs déterminant pour la durée de vie en fatigue de ces joints est la morphologie de la structure en bandes (pelures d'oignon), qui peut faciliter la propagation des fissures à l'interface entre deux couches. Une hypothèse semblable a également été énoncée par Ericsson et Sandstrom (Ericsson et Sandström, 2003), à partir de résultats obtenus pour l'alliage AA6082. La vitesse de soudage a un effet sur cette morphologie. Toutefois, les résultats d'Ericsson et Sandstrom montrent que la vitesse de soudage doit être significativement plus basse pour qu'une hausse de la résistance en fatigue puisse être détectée à grand nombre de cycles.

La durée de vie en fatigue de joints soudés à l'aide du FSW a été comparée (Figure 1-17) avec celle de joints obtenus à l'aide de procédés de soudage conventionnels comme le soudage à l'électrode inerte et le soudage à l'électrode fusible sous protection gazeuse ((Ericsson et Sandström, 2003), (Zhou, Yang et al., 2005)). La durée de vie en fatigue de joints obtenus par FSW est 9 à 12 fois (AA5083) et 6 à 14 fois (AA6056) plus longue que celles obtenues par soudage à l'électrode fusible sous protection gazeuse. D'autres résultats montrent que le FSW peut être avantageusement comparé au soudage par laser lors de l'assemblage de pièces constituées des alliages AA6013 et AA6056 (Vaidya, Kocak et al., 2004).

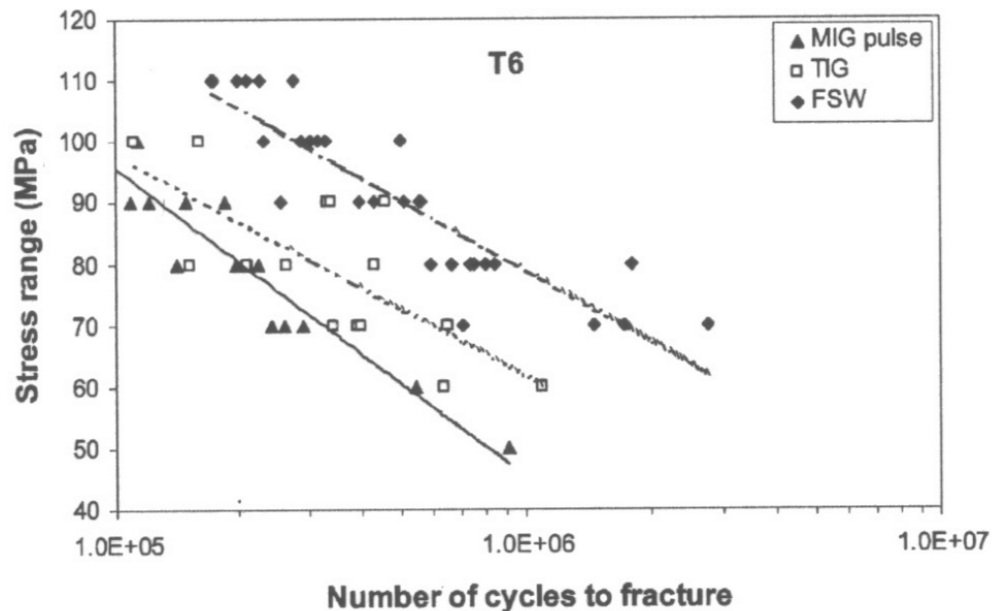


Figure 1-17: Résistance en fatigue de joints soudés à l'aide de 3 procédés différent: soudage à l'électrode fusible sous protection gazeuse avec courant pulsé (MIG pulse), soudage à l'électrode inerte sous protection gazeuse (TIG), Soudage par frottement-malaxage (FSW) (Ericsson et Sandström, 2003).

### 1.5.3.2 Vitesse de propagation

La propagation des fissures est différente lorsque la microstructure change. Les vitesses de propagation de fissures ont été mesurées dans les différentes zones d'un joint (Figure 1-18) constitué de l'alliage AA7050-T7451 (Jata, Sankaran et al., 2000). Les résultats montrent qu'une fissure se propage plus rapidement dans le noyau et que la rupture y est inter-granulaire. Dans la ZAT, la propagation de la fissure se fait plus lentement.

Une étude portant sur la vitesse de propagation de fissure dans les différentes zones d'un joint de AA2024-T351 a permis d'obtenir des informations supplémentaires (Bussu et Irving, 2003). D'abord, la vitesse de propagation d'une fissure dépend de son orientation par rapport au joint en

plus de dépendre de la zone du joint où elle se trouve. Toutefois, cet écart diminue avec une augmentation de la contrainte moyenne (John, Jata et al., 2003).

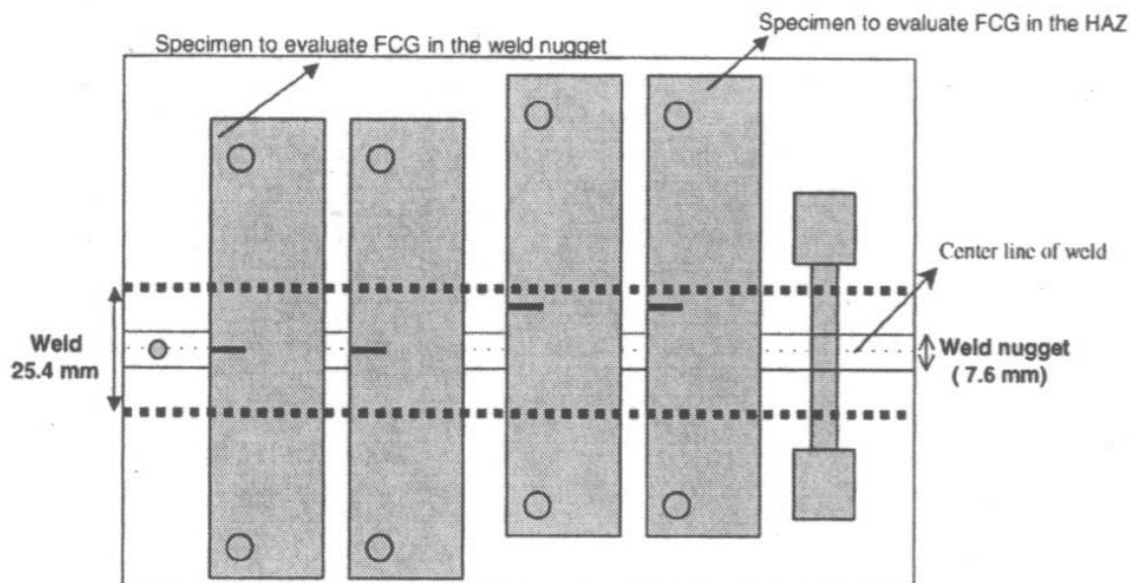


Figure 1-18: Schéma illustrant la disposition des échantillons utilisés pour mesurer la vitesse de propagation de fissure dans le noyau et dans la ZAT du joint soudé (Jata, Sankaran et al., 2000).

Plusieurs moyens ont été utilisés pour améliorer la durée de vie en fatigue des joints soudés par FSW. Par exemple, une déformation plastique post soudage de 2% visant à abaisser le niveau de contraintes résiduelles dans le joint permet d'uniformiser la vitesse de propagation dans toutes les zones, peu importe l'orientation (Bussu et Irving, 2003). Cette technique n'a pas d'effet significatif sur la dureté ni sur la microstructure. Ces observations suggèrent que le niveau de contraintes résiduelles produites lors du soudage est un facteur déterminant sur la vitesse de propagation des fissures. Des résultats similaires ont été obtenus en introduisant une légère déformation plastique par polissage ((Prevey et Mahoney, 2003), (Fratini et Pasta, 2006)). Il est donc possible que le polissage du joint suite au soudage améliore la vie en fatigue de deux façons : les zones de concentration de contrainte macroscopiques sont éliminées et les contraintes résiduelles sont réduites.

## 1.6 Conclusions de la revue de littérature

Le procédé de soudage par frottement-malaxage a fait l'objet d'un nombre important d'études, ce qui a permis une évolution rapide des connaissances à son égard. En une quinzaine d'années, le procédé s'est imposé comme une alternative viable dans plusieurs applications, notamment pour l'assemblage des tôles minces d'aluminium. Une fois la faisabilité du procédé établie, on s'est attaqué à une compréhension plus fondamentale des phénomènes physiques qui se produisent lors du soudage ainsi qu'à une analyse plus systématique des facteurs influençant la résistance mécanique des joints.

L'analyse des phénomènes physiques se produisant lors du soudage par frottement-malaxage repose autant sur l'observation expérimentale que sur la modélisation du procédé. En effet, certaines variables physiques, comme la distribution de la température et de la déformation plastique dans le joint, sont difficiles à mesurer expérimentalement, mais peuvent être calculées à l'aide de modèles numériques. Toutefois, la validation d'un tel modèle nécessite une comparaison entre résultats numériques et données expérimentales de référence. Ces deux démarches sont donc complémentaires et doivent ainsi être réalisées en parallèle pour être optimales. Il peut ainsi en résulter une compréhension plus juste des effets des paramètres de soudage sur les différentes caractéristiques du joint soudés telles que la variation de la microstructure et la présence de faiblesses autant mécaniques (cavités, bavures) que métallurgiques (adoucissement de la ZAT).

Une connaissance plus précise des phénomènes physiques se produisant lors du FSW est importante pour interpréter la réponse mécanique des joints soudés car il est alors possible d'interpréter les mécanismes de rupture en fonction des paramètres de soudage. En effet, l'analyse des résultats disponibles montrent que la résistance mécanique, en particulier en fatigue, dépend d'une compétition entre les faiblesses mécaniques et métallurgiques du joint soudé.

L'analyse de l'état des connaissances a donc permis d'établir que l'optimisation des propriétés mécaniques de joints soudés par frottement-malaxage devrait idéalement être réalisée en deux



temps, c'est-à-dire qu'elle devrait débiter par une étude théorique de l'histoire thermo-mécanique du joint soudé et de l'effet des paramètres de soudage sur cette dernière, puis comprendre une seconde étape de caractérisation microstructurale, mécanique et fractographique. Une telle démarche est nécessaire pour parcourir le chemin qui mène des paramètres du procédé à l'obtention de joints soudés dont la résistance mécanique est optimale.

## CHAPITRE 2 DÉMARCHE ET ORGANISATION DE LA RECHERCHE

Cette thèse intitulée « Modélisation numérique du soudage par frottement-malaxage et caractérisation en fatigue de joints soudés » a été réalisée en 5 étapes, décrites ci-après dans l'ordre chronologique. Les étapes 2.1 à 2.3 concernent la modélisation du procédé, qui a nécessité la production de données expérimentales de référence, alors que les étapes 2.4 et 2.5 concernent la caractérisation expérimentale proprement dite. Pour l'ensemble de ces travaux, des tôles minces (d'une épaisseur de 2 ou 2,3 mm) d'alliage d'aluminium 7075-T6 soudées bout-à-bout ont été utilisées.

### 2.1 Étude théorique préliminaire

La modélisation numérique du procédé a été réalisée dans cette thèse en utilisant une version récente tridimensionnelle du logiciel FORGE disponible au département. FORGE3® est un code d'éléments finis conçu au Centre de Mise en Forme de l'École des Mines de Paris (CEMEF) et dont la formulation lagrangienne et les modules numériques sont adaptés à la modélisation des procédés de mise en forme par déformation plastique (Chenot et Massoni, 2006). Le logiciel est utilisé pour résoudre les équations thermiques et mécaniques à chaque incrément de temps. L'équilibre thermique est donné par l'équation de la chaleur (1.18), alors que le calcul mécanique est basé sur une loi de comportement de Norton-Hoff (équation 1.28).

L'utilisation d'un tel code d'éléments finis est motivée par le fait que le FSW est un procédé d'assemblage à l'état solide, pour lequel les phénomènes thermomécaniques sont fort semblables à ceux rencontrés lors du forgeage à chaud ou de l'extrusion. Toutefois, la cinématique de l'écoulement est particulière dans la zone de transition entre le noyau et le métal de base, où un fort cisaillement se produit. Cette cinématique est difficile à calculer à l'aide d'une formulation lagrangienne puisqu'elle conduit rapidement à une dégénérescence des éléments finis dans cette zone. D'un autre côté, un calcul eulérien (maillage fixe) ne permet pas de simuler des événements transitoires à cause de la difficulté à faire le suivi du mouvement des surfaces libres. Récemment, une version spéciale du code Forge basée sur une formulation eulérienne-lagrangienne arbitraire

(ALE), a permis à des chercheurs du CEMEF (Guerdoux et Fourment, 2009) de simuler les trois phases du procédé FSW en réduisant les distorsions du maillage tout en rendant compte de la formation de défauts dans le sillage de l'outil. Cependant, il reste beaucoup d'incertitudes sur les paramètres physiques à injecter dans le calcul.

Cette version spéciale n'était pas disponible quand les travaux ont commencé. Ces derniers ont donc porté sur la phase d'attente, plus simple à calculer, et sur l'identification des principaux paramètres physiques. La phase d'attente n'est pas représentative du soudage en continu, mais elle est représentative de la plupart des phénomènes physiques du FSW, qu'ils soient mécaniques, thermiques ou métallurgiques. Le calcul de l'histoire thermomécanique a été réalisé pour un temps caractéristique (1 seconde) qui correspond à celui pendant lequel l'outil passe au-dessus d'un point donné pendant la phase d'avance.

Le problème de dégénérescence avec la version lagrangienne standard de Forge a été résolu en utilisant le remaillage automatique et en faisant des remaillages manuels avec transport des variables d'état à chaque  $\frac{1}{4}$  de tour. De plus, la pénétration de l'épaulement dans le matériau a été négligée afin de réduire ce problème. Dans ce contexte, l'entraînement du métal par l'outil a été assuré par un contact collant ou glissant avec frottement.

Une étude préliminaire a permis d'optimiser les différents paramètres numériques dans le but d'accomplir un calcul dont la représentativité physique est acceptable tout en ayant un temps de calcul suffisamment court. Ces paramètres numériques sont la discrétisation spatiale, la discrétisation temporelle ainsi que les critères de remaillage automatique. Suite à cette étude, une pièce en forme de disque a été adoptée puisque cette configuration permet de vérifier la symétrie axiale du calcul. Ce disque comporte une zone, au centre, dans laquelle le maillage est plus fin, alors que ce dernier est plus grossier en périphérie. D'autre part, la discrétisation temporelle a été optimisée de manière à reproduire adéquatement les transferts thermiques à l'intérieur de la pièce. Cela a été fait en comparant les résultats numériques à des résultats analytiques pour un problème théorique (transfert de chaleur à travers une plaque semi-infinie exposée à un flux thermique) dont la solution est connue. Enfin, les critères de remaillage ont été établis de manière

à minimiser les effets de la dégénérescence des éléments et le temps nécessaire pour exécuter les remaillages.

## **2.2 Étude expérimentale de la phase d'attente**

Tel que nous l'avons vu au chapitre précédent, l'étude expérimentale du FSW peut être faite de plusieurs façons afin de dégager certaines caractéristiques de l'histoire thermomécanique en fonction des paramètres du procédé. Parmi l'ensemble des variables étudiées, on retrouve les mesures de température à proximité du joint et l'étude de l'écoulement du matériau. Les résultats de telles études peuvent s'avérer utiles pour calibrer un modèle numérique. Toutefois, la mise en œuvre de tels travaux est complexe et les résultats obtenus présentent une grande incertitude expérimentale.

Dans cette étude, à des fins de compréhension et de validation du calcul de la phase d'attente, les variations du couple et de la force verticale avec le temps ont été mesurées. De plus, des coupes métallographiques ont été effectuées pour observer le matériau suite au frottement-malaxage et y effectuer des mesures de microdureté. Cette caractérisation a été faite pour trois vitesses de rotation différentes, soit 600, 900 et 1200 rpm.

Comme le montre la Figure 2-1, le couple est élevé lors de la plongée et au début de la phase d'attente puisque le matériau est froid, et par conséquent sa contrainte d'écoulement est élevée. Durant la phase d'attente, le couple diminue au fur et à mesure que le matériau s'échauffe, jusqu'à ce qu'il se stabilise lorsque l'équilibre thermique est atteint dans la pièce soudée. À l'équilibre, la quantité de chaleur créée par la déformation plastique et par le frottement, est égale à la quantité de chaleur perdue par transfert thermique dans les éléments en contact avec les pièces soudées (qui dépend du coefficient de transfert de chaleur). En pratique, les résultats montrés sur la Figure 2-1 sont obtenus en exécutant les phases de plongée et d'attente à l'aide d'un équipement de soudage par frottement-malaxage I-Stir de MTS, puis en retirant l'outil. Durant ces deux phases, le couple est obtenu à partir de la différence de pression mesurée dans le moteur hydraulique qui entraîne l'outil.

Une étude de la microstructure du joint, comprenant l'analyse de la forme des différentes zones du joint et la mesure de la taille des grains dans ces zones, est aussi nécessaire afin de mieux comprendre les phénomènes thermomécaniques se produisant lors du FSW. Des coupes métallographiques diamétrales sont prélevées sur les points de soudure afin de caractériser la microstructure qui résulte de la plongée et l'attente de l'outil pour différentes vitesses de rotation (600, 900 et 1200 RPM). Ces résultats pourront par la suite être utilisés pour interpréter les cartes de champs de température et de vitesse de déformation obtenues à l'aide du modèle numérique. Par exemple, les mesures de microdureté permettent de connaître l'état de précipitation dans le matériau, qui dépend des cycles de température auxquels ce dernier est exposé.

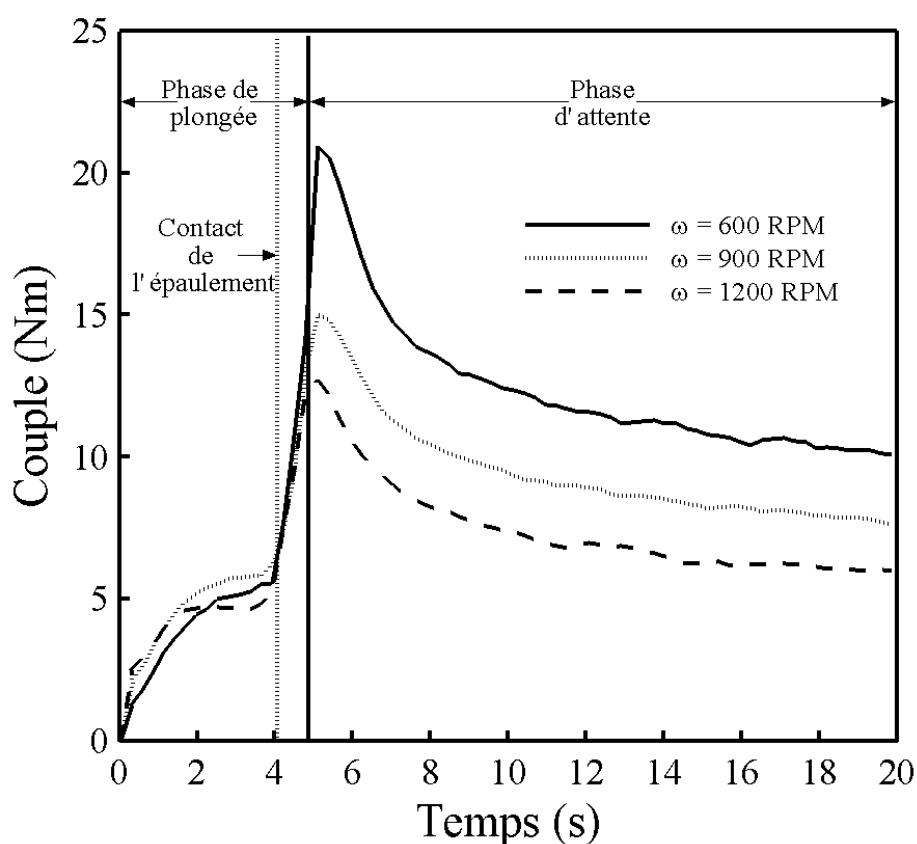


Figure 2-1: Variation du couple durant les phases de plongée et d'attente

## 2.3 Calcul de l'histoire thermomécanique de la phase d'attente

Trois variables physiques nécessaires à l'obtention de résultats physiquement représentatifs ne sont pas bien connues : la contrainte d'écoulement et sa variation avec la température, le coefficient de transfert de chaleur entre les pièces soudées et les éléments avec lesquels elles sont en contact ainsi que la condition de frottement à l'interface entre le matériau soudé et l'outil de soudage. Les valeurs numériques de ces variables doivent être identifiées afin d'utiliser le modèle numérique, avec un degré de confiance suffisant, pour calculer l'histoire thermomécanique du matériau dans différentes conditions de soudage. Ces variables physiques doivent être calibrées en reproduisant la mesure expérimentale du couple, et ce pour différentes conditions de soudage. L'analyse théorique complète du problème thermomécanique et la procédure d'identification des paramètres inconnus sont présentées dans l'article 1, qui constitue le troisième chapitre du présent document.

Les courbes expérimentales décrivant la variation du couple en fonction du temps (Figure 2-1) ont été utilisées pour calibrer les variables physiques. D'abord, la valeur du couple à un temps donné dépend de la contrainte d'écoulement, et en particulier de la consistance  $K$  (Éq. 1.7 et 1.28). En supposant un contact collant, pour lequel il n'y a pas de puissance de frottement (le dernier terme de l'équation 1.7 étant nul), il est possible de calibrer la valeur de  $K$  par la mesure du couple.

La contrainte d'écoulement est fonction de la température. Ainsi, lorsque la vitesse de rotation augmente, la puissance augmente (Eq. 1.3), et la température augmente également, réduisant la valeur du couple (Figure 2-1). Il est possible de supposer que la variation de la contrainte d'écoulement avec la température pourrait être précisée en calibrant la valeur du coefficient  $\beta$  en reproduisant le couple expérimental pour différentes vitesses de rotation.

Les conditions thermomécaniques dépendent des propriétés du matériau (conductivité thermique, masse volumique, chaleur spécifique) qui sont en général bien établies. Toutefois, elles dépendent également des conditions aux limites, c'est-à-dire de la quantité de chaleur perdue

dans les éléments en contact avec les pièces soudées ou encore dans l'environnement. En particulier, il est bien connu que la perte de chaleur la plus importante se produit aux interfaces entre les pièces soudées et : 1) le support sur lequel elles reposent durant le soudage et 2) l'outil de soudage. Ces objets sont en acier et constituent un puits thermique important. L'ampleur de la perte de chaleur dans le support inférieur et dans l'outil dépend du coefficient de transfert de chaleur  $h$  qui caractérise l'interface. La valeur de  $h$  n'étant pas connue avec précision, elle doit faire l'objet d'une calibration. Il est possible d'établir l'ordre de grandeur de cette variable en analysant les champs de température calculés. La température sous l'outil doit être proche de la température du solidus de l'alliage.

La deuxième partie des travaux de modélisation a consisté à étudier différentes conditions de contact glissant avec un maillage plus fin pour capturer les gradients de déformation sous l'outil. Une loi rhéologique viscoplastique et une loi de frottement viscoplastique (Éq. 1.28 et 1.31, avec  $p=m$ ) ont été utilisées. Les calculs ont d'abord permis d'évaluer l'effet de la finesse du maillage sur la précision du calcul en comparant avec les résultats du maillage grossier. Cela a notamment permis de valider la méthodologie employée dans la première partie, i.e. l'utilisation d'un maillage grossier et d'un contact collant pour calibrer la contrainte d'écoulement et le coefficient de transfert de chaleur.

D'autre part, le modèle numérique a permis de calculer les distributions de déformations et de quantifier les contributions relatives de puissance de déformation et de puissance de frottement en fonction du coefficient de frottement. En définitive, ces calculs ont permis de constater que la reproduction du couple expérimental pour plusieurs vitesses de rotation peut être faite en faisant varier le coefficient de frottement.

Les valeurs calibrées des paramètres physiques peuvent ensuite être utilisées pour comprendre les mécanismes de création de chaleur par le frottement et la déformation plastique et en quantifier les parts relatives en fonction de la vitesse de rotation. Ces résultats permettent l'interprétation des observations microstructurales afin de comprendre l'effet de l'histoire thermomécanique sur la microstructure résultante du joint soudé.

## 2.4 Fabrication de joints soudés

La fabrication de joints soudés sans défauts apparents a été une étape de préparation importante avant d'y prélever les échantillons qui seront soumis aux tests mécaniques. Elle a permis aussi de déterminer les conditions pratiques de soudabilité. Parmi ces conditions, on retrouve le bridage des tôles et leur alignement, l'usure de l'outil, la précision limitée des équipements et la faible reproductibilité.

Le soudage a été exécuté sur une machine MTS I-Stir (Figure 2-2) située dans les laboratoires du Centre des Technologies de Fabrication en Aérospatiale (CTFA) du Conseil National de Recherches du Canada (CNRC). Les soudures ont été exécutées en utilisant deux tôles d'aluminium 7075-T6 d'une épaisseur de 2,3 mm, d'une largeur de 100 mm et d'une longueur de 400 mm. Le couple appliquée par l'outil se stabilise rapidement (Figure 2-3), laissant supposer que les conditions thermomécaniques sont constantes pour l'ensemble des échantillons testés.



Figure 2-2: Machine de soudage par frottement-malaxage MTS I-stir du CTFA.

L'étape de fabrication des joints soudés vise à obtenir des joints qui sont produits dans des conditions industrielles normales et qui pourrait être mis en service afin d'établir quelles sont les causes de rupture pour de tels joints. Il a fallu concevoir une procédure de fabrication systématique permettant d'obtenir des joints soudés sains exempts de bavures excessives ou d'un manque de pénétration à la racine.



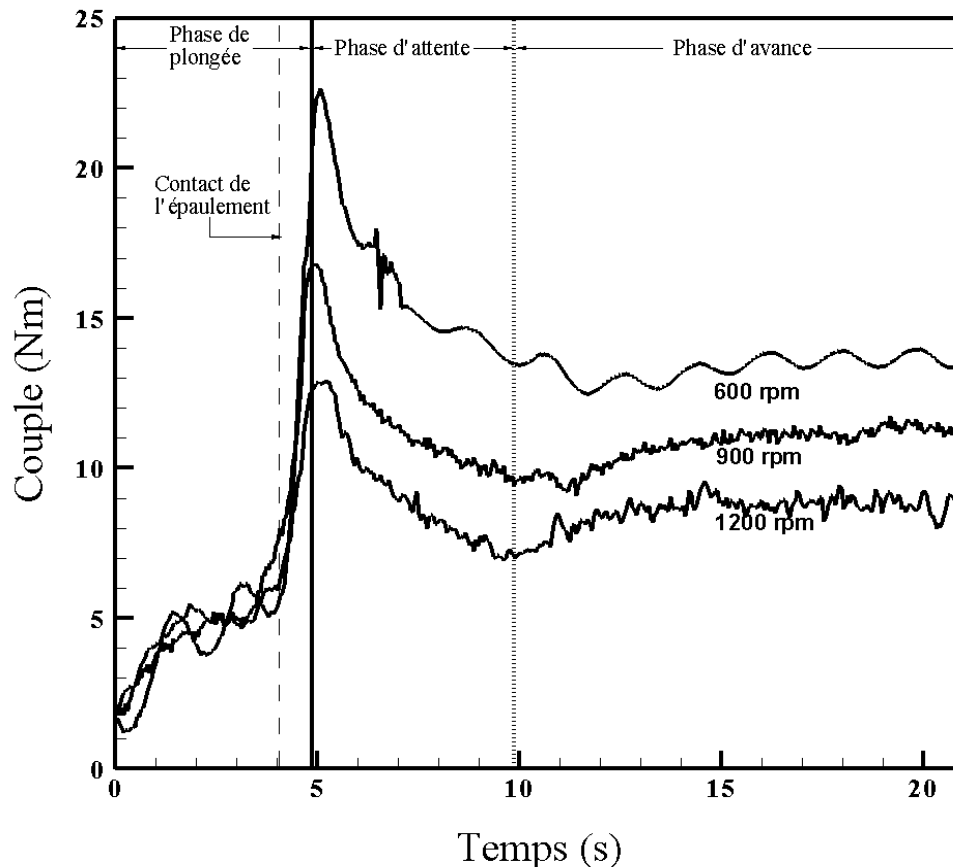


Figure 2-3: Variation du couple durant les phases de plongée, d'attente et d'avance.

Une telle procédure a été mise en place et elle sera décrite en détail au chapitre 4. Une caractéristique importante de cette procédure concerne le mode de contrôle. En effet, le soudage doit être réalisé en contrôlant précisément la force verticale appliquée (et non en contrôlant la position verticale), pour assurer une meilleure reproductibilité. Cela est dû au fait que le soudage est moins sensible à de légères variations de la force verticale qu'à de légères variations de la position verticale de l'outil. Au cours de l'optimisation de la procédure de fabrication, la valeur de la force verticale est ajustée afin d'éviter l'apparition de bavures latérales trop importantes, comme on en voit sur la Figure 2-4.

Suite au soudage, la qualité des joints obtenus doit être contrôlée. Un test de pliage est réalisé sur deux coupons prélevés sur chaque joint produit afin de détecter les problèmes de manque de

pénétration. La Figure 2-5 montre deux échantillons soumis à un tel test. Les défauts à la racine causés par un manque de pénétration sont facilement détectables par cette méthode. Les joints soudés qui passent ce test avec succès sont ensuite usinés en éprouvettes de traction et de fatigue.



Figure 2-4: Bavures latérales excessives obtenues en utilisant une force verticale trop grande

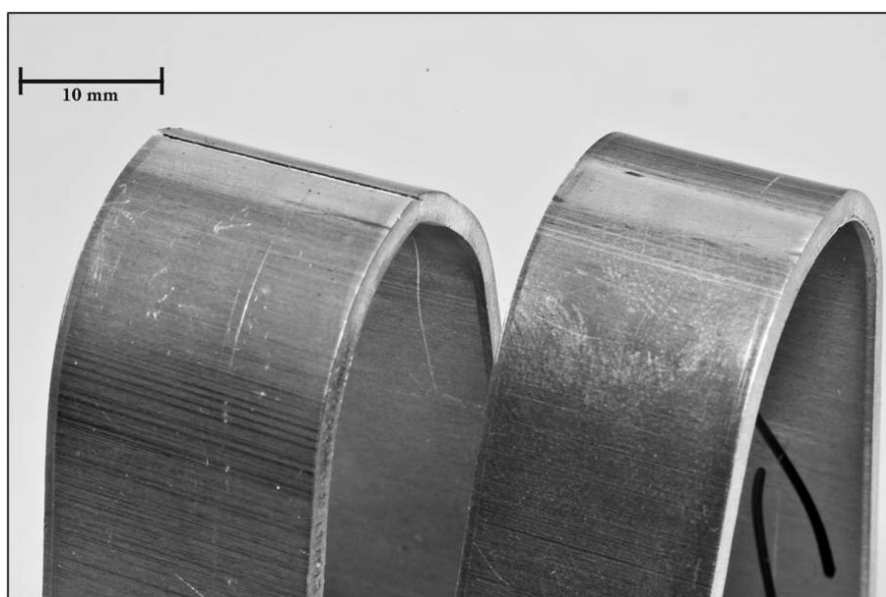


Figure 2-5: Échantillons soumis à un test de pliage. À gauche: détection d'un défaut à la racine; à droite: aucun défaut détecté.

## 2.5 Caractérisations microstructurale et mécanique des joints soudés

Dans le but d'étudier les liens existant entre les paramètres de soudage, la microstructure du matériau dans le joint soudé et les propriétés en service de ces derniers, une caractérisation systématique de la microstructure et de la surface des joints soudés a été faite. Ensuite, la mesure des propriétés mécaniques en traction et en fatigue de ces joints a été réalisée. Le programme expérimental est illustré par la Figure 2-6. Les vitesses d'avance et de rotation ont été choisies de façon à demeurer à l'intérieur d'une fenêtre opératoire définie au cours d'une étude préliminaire, afin d'éviter les défauts se produisant lorsque la soudure est trop chaude ou encore trop froide.

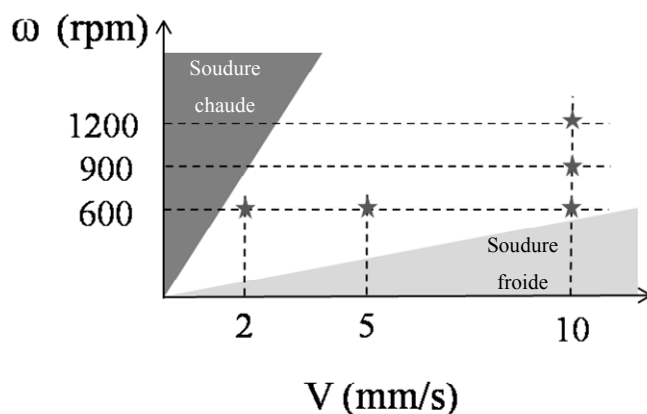


Figure 2-6: Programme expérimental pour la caractérisation microstructurale et mécanique

L'effet de la vitesse de rotation a été analysé pour une vitesse d'avance élevée, donc pour des soudures relativement froides. Ce choix a été fait afin de mieux isoler l'effet de la vitesse de rotation sur l'écoulement. Cet effet est plus facilement perceptible pour une soudure froide, puisque la vitesse d'avance a une influence plus importante sur l'énergie de soudage. Les conditions obtenues à une vitesse d'avance de 10 mm/s ont aussi pu être comparées à celles obtenues en modélisation après une phase d'attente de 1 s. En effet, le « temps d'exposition » d'un élément de volume est d'une seconde, lorsque le soudage est réalisé à cette vitesse avec un

outil d'une dizaine de mm de diamètre. Quant à l'effet de la vitesse d'avance, il a été étudié à une vitesse de rotation de 600 rpm afin de diminuer le risque de se retrouver dans la zone « chaude » de la Figure 2-6.

L'étude microstructurale comprend deux volets : d'abord, une coupe métallographique transversale permet de mettre en évidence la forme du noyau, les caractéristiques de la ZATM ainsi que les défauts qui pourraient se former durant le soudage; en second lieu, cette coupe métallographique est utilisée pour réaliser des mesures de microdureté. Ces mesures sont réalisées à intervalles réguliers dans le sens transversal et dans le sens de l'épaisseur. Une carte de microdureté permettant d'illustrer les variations locales de résistance en deux dimensions est ensuite tracée. Cette carte est utile en particulier pour quantifier l'effet du soudage sur l'état de précipitation du matériau de base.

La surface du joint a également fait l'objet d'analyses. En effet, le passage de l'outil laisse des rainures circulaires qui apparaissent à intervalles réguliers (Figure 2-7). Ces rainures auront dans plusieurs cas une incidence sur la durée de vie en fatigue; il convient donc d'en tenir compte dans le cadre de cette étude.

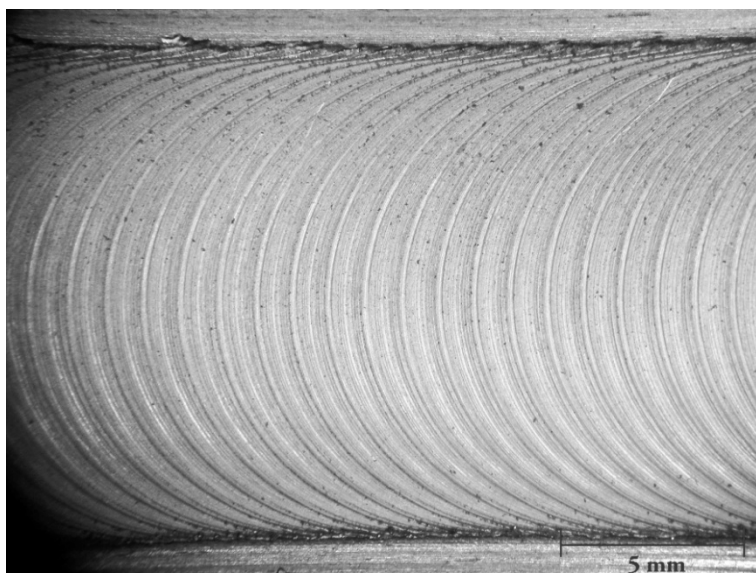


Figure 2-7: Rainures circulaires laissées par l'outil à la surface du joint ( $v = 10$  mm/s,  $\omega = 600$  rpm).

La mesure de la résistance du joint soudé en traction et en fatigue ont été réalisées au moyen d'une machine munie d'un vérin servo-hydraulique asservie par un contrôleur numérique. Dans le cas des essais de fatigue, un rapport des contraintes  $R_\sigma = 0,1$  est utilisé, de même qu'une fréquence de 20 Hz. Pour chaque condition de soudage considérée, une courbe d'endurance (courbe S-N, du nombre de cycles à la rupture en fonction de l'amplitude de contrainte) est obtenue en testant 12 échantillons provenant de deux joints soudés dans les mêmes conditions.

Des analyses fractographiques ont été menées afin de déterminer la cause de la rupture pour chaque condition de soudage et l'influence des divers défauts métallurgiques et mécaniques sur la résistance en fatigue. Cette analyse permet de déterminer le site d'amorçage pour chaque rupture, et donc d'identifier la cause de la rupture. Cette identification permet ensuite d'établir quels sont les défauts critiques pour chaque condition de soudage considérée, mais aussi comment les paramètres de soudage influencent l'apparition et la sévérité de ces défauts. En somme, l'ensemble des résultats obtenus au cours de la caractérisation permettent d'analyser les liens entre les paramètres de soudage (vitesse d'avance, vitesse de rotation de l'outil), la microstructure et les propriétés mécaniques des joints soudés par frottement-malaxage.

## **CHAPITRE 3     ARTICLE 1 : NUMERICAL ANALYSIS OF THE DWELL PHASE IN FRICTION STIR WELDING AND COMPARISON WITH EXPERIMENTAL DATA**

Article publié dans Materials Science and Engineering A, vol. 527, 2010, pp. 4152-4160

Auteurs: Frédéric Gemme, Yves Verreman, Laurent Dubourg et Mohammad Jahazi

### **3.1 Abstract**

Finite element modelling of material flow is used to understand physical phenomena occurring during the dwell phase of friction stir welding (FSW) of thin sheets made of 7075 aluminium alloy. Numerical results are compared to reference experimental data including torque measurements and metallographic observations made at different tool rotational speeds. The effects of the material constitutive parameters and the heat transfer coefficient between the welded sheet and the anvil backing are identified. The model is also used to study the contact at the tool/workpiece interface. Comparison between the experimental and calculated torques show that the contact condition depends on tool rotational speed. This result is supported by the differences between nugget grain size and nugget shape evolutions obtained with different rotational speed.

### **3.2 Introduction**

Friction stir welding (FSW) is a solid-state welding process that has become a viable manufacturing technology for assembling metallic plates in many industrial applications. Moreover, the process has been recognized as a potential joining technique for high strength

aluminium alloys with low weldability, such as 2XXX and 7XXX series. The process requires lower energy than conventional fusion welding processes and no consumables such as electrodes and protecting gases are needed [1]. As shown in Fig. 3-1, a rotating cylindrical, shouldered tool with a pin on its extremity is plunged at the interface between two plates until contact is made between the shoulder and the workpiece. A downward force is applied to maintain sufficient friction in order to induce material flow. Heat is generated by friction and plastic strain. A translating movement is then applied to perform the weld by stirring the softened material from each workpiece. The combination of large plastic strain and elevated temperature has an important effect on the microstructure of the base material. The material flowing around the welding tool results in a region called the nugget where small recrystallized grains appear. A thermomechanically affected zone (TMAZ), where grains are also strained but not recrystallized, is observed on the outside of the nugget. In the heat affected zone (HAZ) outside the TMAZ, the grains shape remains unchanged but the precipitation state is affected by elevated temperatures [2].

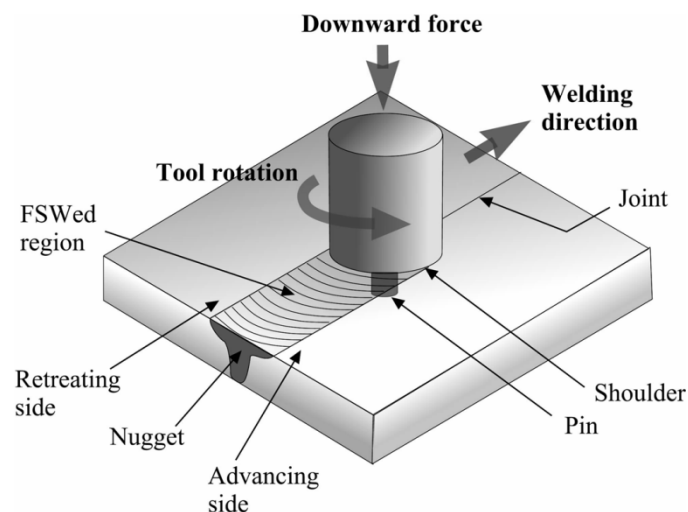


Figure 3-1: The friction stir welding process

The FSW process has been widely studied in recent years. As reviewed by Mishra and Ma [3], a large number of experimental programs have been performed to establish the relationships between operational parameters and resulting joint properties. Some studies have been conducted to define a suitable operating window [4, 5]. The relationship between operational parameters and the occurrence of flow defects has also been investigated [1]. However, an accurate prediction of the joint microstructure and properties requires a better understanding of the physical phenomena involved in the process. Process modelling is useful to get more information about heat transfer and material flow. The models developed to study FSW can be divided in two categories: thermal and thermomechanical models.

Thermal models are used to compute temperature fields in the welded plates. The thermal cycles are used to predict residual stresses [6-8] or metallurgical features such as the precipitation state in the material [9, 10]. They can be computed analytically by using Rosenthal's equation [11] for a moving single-point heat source, or numerically by using the finite difference method or the finite element method (FEM). The relative amounts of heat generated by friction and plastic deformation are unknown and must be estimated. The heat source is prescribed on the plate surface to simulate friction heating and in the estimated deformed volume to simulate heating from plastic deformation [12, 13]. For the surface heat generation, the heat input can be calculated by using an estimated value of the friction coefficient [14]. On the other hand, an inverse method can be used to quantify the total heat input by reproducing experimental temperature cycles [6, 7, 9, 15]. The mechanical power used to perform the weld can also be employed to calculate the total heat input [10, 16-18]. In all cases, heat losses in the tool and the



backing support are unknown, so the heat transfer coefficients at the tool/workpiece and workpiece/support interfaces are usually considered as adjustable parameters of the model.

Thermomechanical models can be used to compute the material flow in addition to the thermal cycles. For such models, the thermomechanical coupling between heat generation and material properties is taken into account and the heat input from plastic deformation is directly calculated. However, the material rheology is required and the values of the friction and heat transfer coefficients are still estimated. Authors usually use finite element code based on computational fluid dynamics in order to understand the influence of process parameters such as tool geometry on material flow [19-21]. The computed material flow can be compared with experimental flow tracing [20]. More recently, finite element models based on solid mechanics have been developed [22]. One advantage of such models is the computation of cumulative strain during a transient simulation of the process. As stated by Reynolds [23], the accurate knowledge of strain and temperature histories in the welded material, obtained with a fully coupled and transient simulation, is essential to microstructure prediction. However, mesh degeneration can be problematic for models based on solid mechanics. Recently, an arbitrary lagrangian eulerian (ALE) formulation coupled to an adaptative remeshing method was developed to facilitate the numerical treatment of the mesh deformation [24]. The model was used to predict flow defect formation behind the tool.

The physical interpretation of FSW modelling results remains a challenging work because the effects of several physical parameters such as the material flow stress and the heat transfer coefficient between the welded plates and the backing anvil are not accurately known. There is

much disagreement between the available rheological data for the welded material (for example 7075-T6 aluminium alloy) and the nature of contact between the tool and the workpiece is still a matter of debate. The main purpose of the present work is to analyse the effect of the material behaviour, the heat transfers and the contact condition at the tool/workpiece interface during the process and to obtain approximate numerical values for these physical parameters, which are used as adjustable parameters in most modelling approaches. The present study focuses on the dwell phase of the process because of its greater numerical simplicity. It can be expected that the order of magnitude of thermo-mechanical variables such as the strain, strain rate and material temperature obtained after a characteristic time are representative of the advancing phase. This is confirmed by the fact that the same typical microstructure profile is obtained for both cases, as a recrystallized nugget, a TMAZ and a HAZ of similar sizes are observed. For example, the characteristic time for a welding tool with a 10 mm diameter shoulder and a welding speed of 10 mm/s is 1 second, since that is the longest time during which a single material point can be moved by the tool action. The effects of the material flow stress parameters as well as the heat transfer coefficient are studied by comparing numerical and experimental results. The model is then used to investigate the contact mechanics at the tool/workpiece interface.

### 3.3 The thermomechanical problem

The computation of the material flow during FSW is achieved by solving a coupled thermomechanical problem where heat generation and yield properties are inter-related. The thermal equilibrium of the metal workpiece is described by the heat equation:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = k_T \Delta T + \eta \sigma_0 \dot{\epsilon} \quad (3.1)$$

The material density  $\rho$ , specific heat  $c$  and thermal conductivity  $k_T$  are temperature-dependant. The last term in the above equation corresponds to the heat generated from plastic strain with  $\eta$  being close to 1. The material flow stress  $\sigma_0$  is also temperature-dependant, i.e. the plastic deformation is easier at elevated temperature. The Norton-Hoff constitutive law can be used to describe the material viscoplastic behaviour, with:

$$\sigma_0 = K\sqrt{3}(\sqrt{3}\dot{\bar{\epsilon}})^m \quad (3.2)$$

and

$$K = K_0(\epsilon_0 + \bar{\epsilon})^n \exp\left(\frac{\beta}{T}\right) \quad (3.3)$$

where  $\bar{\epsilon}$  and  $\dot{\bar{\epsilon}}$  are the equivalent strain and the equivalent strain rate,  $m$  and  $n$  are the sensitivity indexes to strain rate and strain, and  $K_0$ ,  $\epsilon_0$  and  $\beta$  are material constants [25]. For high temperature conditions,  $m$  can be as high as 0,15, while  $n$  is close to 0.

At the tool/workpiece interface, the contact can be either sticking or sliding. For a sliding contact, the shear stress  $\tau$  at the interface can be described by a viscoplastic friction law:

$$\tau = -\alpha K v_s^p \quad (3.4)$$

where  $\alpha$  is the friction coefficient,  $K$  is the material consistency in Eq. (3.3) and  $p$  is the sensitivity index to the sliding velocity [25]. When  $m = p = 0$ , Eq. (3.4) reduces to the well-known Tresca friction law,  $\tau = -\alpha \sigma_0/\sqrt{3}$ . In this case, the value of  $\alpha$  varies between 0 for a perfectly sliding condition and 1 for a perfectly sticking condition.

The total mechanical power is the sum of plastic strain power and friction power. During the dwell phase,

$$M\omega = \int_{\Omega} \sigma_0 \dot{\epsilon} d\Omega + \int_{\Gamma} \tau v_s d\Gamma \quad (3.5)$$

where  $M$  is the torque applied by the welding tool,  $\omega$  is the tool rotational speed,  $\Omega$  is the deformed volume,  $v_s$  is the sliding velocity between the tool and the workpiece and  $\Gamma$  is the contact surface. Heat generation from friction results in interfacial heat fluxes towards the tool and workpiece. In the case of a sticking contact condition, the last term of Eq. (3.5) is equal to zero.

Heat conduction also occurs at the tool/workpiece interface. The interfacial conduction heat flux  $\varphi_c$  is given by:

$$\varphi_c = h(T - T_0) \quad (3.6)$$

where  $h$  is the heat transfer coefficient and  $T_0$  is the temperature of the tool or the backing support in contact with the workpiece. Heat losses by radiation occur at free surfaces. The radiation heat flux  $\varphi_R$  is given by:

$$\varphi_R = \sigma \varepsilon (T^4 - T_0^4) \quad (3.7)$$

where  $\sigma$  is the Stefan constant and  $\varepsilon$  is the material emissivity.

The above description is an ideal representation of the thermomechanical problem using constitutive equations available in the FORGE finite element code [26]. Even if one can use the previous equations, there are still uncertainties about the numerical values of several parameters. The contact condition at the interface is still a matter of debate even though many studies have been conducted to identify its nature. Some have concluded that a sticking contact predominates [27, 28], while others found that a sliding contact prevails [29, 30]. Schneider et al. [31] proposed

an alternative sticking/sliding contact at the shoulder edge. Besides the contact condition, the flow stress and the heat transfer coefficient are not accurately known as well.

For aluminium 7075-T6 alloy, available relationships between flow stress and temperature are shown in Fig. 3-2. Experimental studies [32-34] have been conducted over wide ranges of strain rate and temperature. The constitutive equations that were derived from these studies were used to compute the flow stress for a strain rate of  $100 \text{ s}^{-1}$ . On the other hand, Buffa et al. [22] and Fourment et al. [24], in their attempts to model FSW of the 7075 aluminium alloy, have used relationships that are also illustrated in Fig. 3-2 for a strain rate of  $100 \text{ s}^{-1}$ . It can be observed that much disparity exists between the available relationships. There is no indication that one relationship is more suitable than the others for FSW conditions of temperature and strain rate. As Schmidt and Hattel [35] have pointed out, one possible way to evaluate flow properties during FSW is to use the process itself.

### **3.4 Reference experimental data**

The initial sequence of FSW, which includes the plunge and dwell phases, was performed on 2 mm thick plates made of 7075-T6 aluminium alloy using a MTS I-STIR FSW machine. A welding tool with a smooth concave shoulder and a flat fixed pin was employed. The diameters of the shoulder and the pin are 9.52 mm and 3.15 mm, respectively. The shoulder surface makes an  $82^\circ$  angle with the rotation axis of the tool. The pin length is 1.27 mm. Fixed values of plunge speed (0.25 mm/s) and shoulder penetration (0.2 mm) were used in the present study. The torque

applied by the tool during welding was recorded for three rotational speeds,  $\omega = 600, 900$  and  $1200$  RPM. It was obtained by measuring the pressure differential in the spindle hydraulic motor.

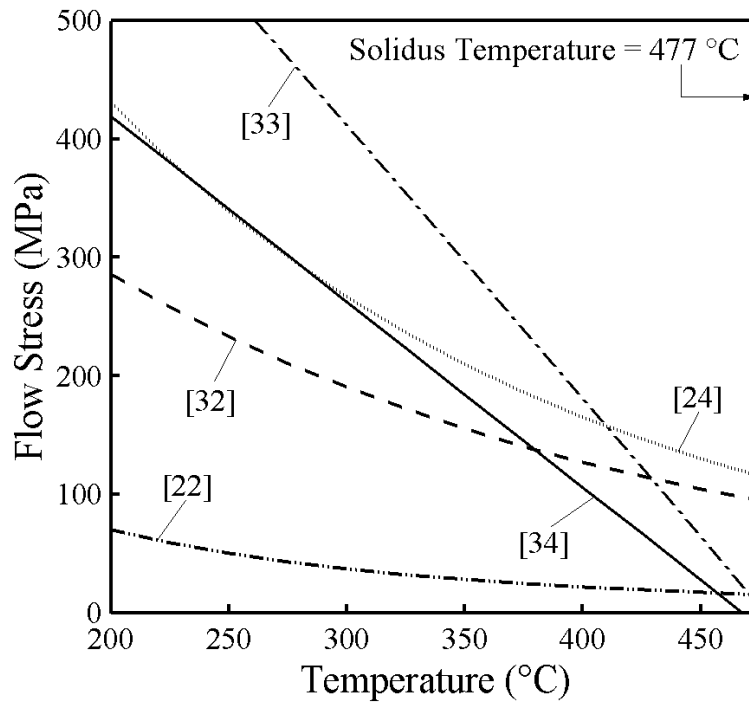


Figure 3-2: Available relationships between material flow stress and temperature ( Strain rate =  $100 \text{ s}^{-1}$  )

The torque variations measured during the plunge and dwell phases for the three rotational speeds are presented in Fig. 3-3. The pin penetration begins at  $t = 0$ . Contact between the shoulder and the sheet occurs at  $t = 4.06 \text{ s}$ , which corresponds to the vertical dotted line. The plunge phase is completed after  $4.86 \text{ s}$ , as illustrated by the thick vertical line, and then the dwell phase begins. The tool is held at the same position during  $15 \text{ s}$  before being removed from the workpiece. The torque evolution in time can be understood in terms of variations of flow stress and deformation

volume (Eq. (3.5)). The torque increases during the pin penetration because the deformed volume is enlarged. However, the effect of heat generation on the material temperature and flow stress becomes significant after about 3 s and the torque increase in time is then smaller. The torque increases rapidly during the second stage because the deformed volume is larger when the shoulder touches the aluminium sheet and penetrates into it. During the dwell phase, the deformed volume remains constant while the flow stress decreases due to heat generation. Therefore, the torque decreases until a stabilized value is reached. The heat generation and heat conduction are then in equilibrium, i.e. a steady state is reached.

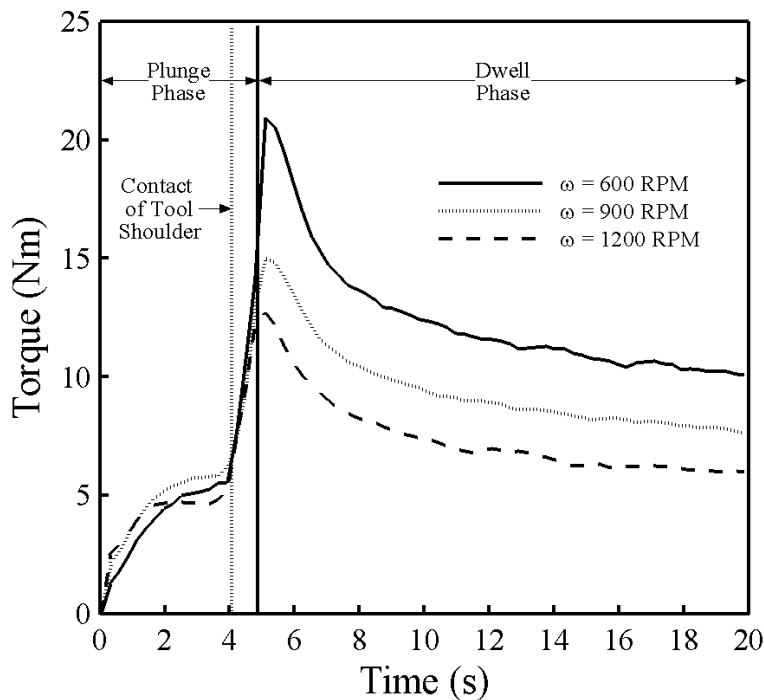


Figure 3-3: Experimental recording of torque during the plunge and dwell phases

As shown in Fig. 3-3, the effect of rotational speed is not significant during the pin penetration. However, the torque peak value reached at the end of the shoulder penetration is lower with

increasing rotational speed. This is caused by a greater heat generation rate at higher rotational speed. Under such conditions, the temperature raise is faster, reducing the flow stress accordingly. The torque value in the steady state is also lower at higher rotational speed. This is caused again by the higher heat generation rate. The total mechanical power (torque times rotational speed) is also higher but does not increase in direct proportion to the rotational speed. In the steady state, the applied power at 1200 RPM (750 W) is about 1.2 times higher than at 600 RPM (630 W). The material is strained faster, but its flow stress is lower because of the higher heat generation.

In addition to the torque measurement, metallographic sections were performed in specimens subjected to different times of the plunge and dwell sequence: before shoulder contact, at the end of the plunge phase and after dwell times of 0.5, 1 and 2 seconds. Specimens were polished and chemically etched using Kroll's reagent (6 %  $\text{HNO}_3$ , 2 % HF). Results obtained for 600 RPM and 1200 RPM are shown in Fig. 3-4 and Fig. 3-5, respectively. The boundary between the recrystallized nugget and the TMAZ is clearly visible, while the dotted line represents the TMAZ/HAZ boundary observed under optical microscopy. As stated before, the volume of material affected by the tool action is small during the pin penetration. However, it is much more important once the contact between the shoulder and the material is made.

Two distinctions can be made between results obtained at 600 and 1200 RPM. First, the permanent shoulder print after the plunge phase is shallower for 600 RPM (0.07 mm) than for 1200 RPM (0.15 mm) even though the same penetration depth (0.2 mm) has been prescribed in both cases (Fig. 3-4b and Fig. 3-5b). During the plunge phase, the material undergoes



compressive deformation due to the descending movement of the tool. The plastic part of the deformation creates the permanent shoulder print, while the elastic part of the deformation is reversible. Since the material is colder for  $\omega = 600$  RPM, its yield stress is higher and a larger part of its deformation is elastic, which explains the shallower permanent shoulder print.

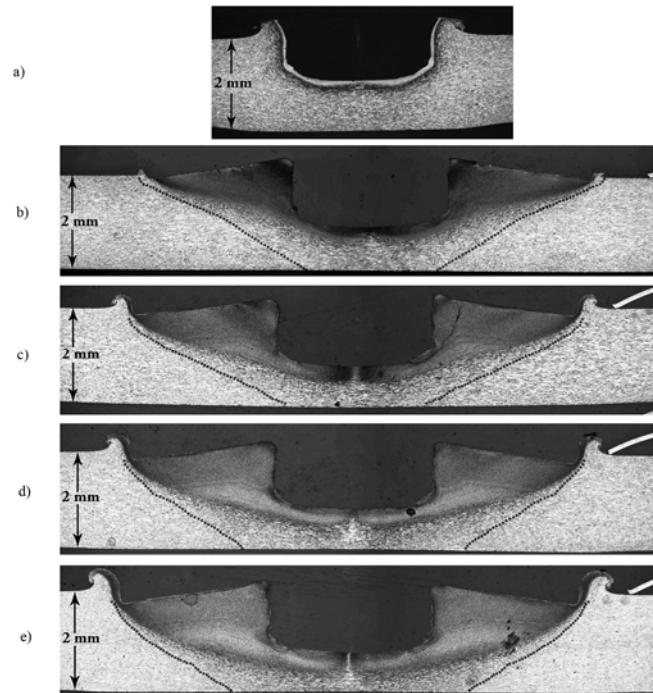


Figure 3-4: Microstructure evolution during the plunge and dwell phases at 600 rpm; (a) Before shoulder contact; (b) End of plunge phase (0.2 mm penetration); (c) After a dwell phase of 0.5 s; (d) After a dwell phase of 1.0 s; (e) After a dwell phase of 2.0 s (the dotted line corresponds to the TMAZ/HAZ boundary)

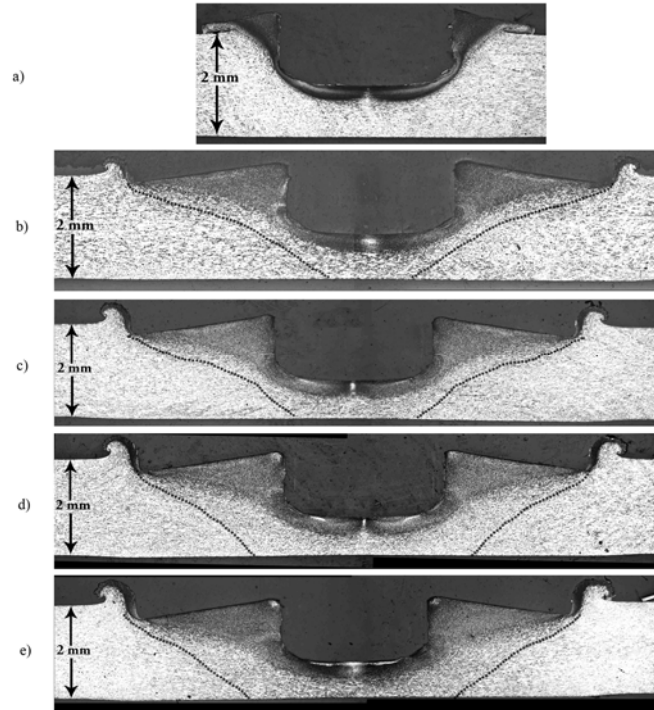


Figure 3-5: Microstructure evolution during the plunge and dwell phases at 1200 rpm; (a) Before shoulder contact; (b) End of plunge phase (0.2 mm penetration); (c) After a dwell phase of 0.5 s; (d) After a dwell phase of 1.0 s; (e) After a dwell phase of 2.0 s (the dotted line corresponds to the TMAZ/HAZ boundary)

Secondly, the evolution of the nugget shape during the dwell phase is different in each case. For  $\omega = 600$  RPM, the nugget evolves from a concave to a convex shape and its size increases during the dwell phase. However, for  $\omega = 1200$  RPM the nugget remains concave and its size stays approximately constant throughout the dwell phase. Such results suggest that the recrystallization conditions are not reached for the same volume of material when the rotational speed changes.

Microhardness measurements were performed over the metallographic sections. A low microhardness zone is found in the heat affected zone (HAZ) on the outside of the TMAZ [36].

The low microhardness zone is more distant from the nugget for  $\omega = 1200$  RPM because the heat generation is more important when the rotational speed is higher. Indeed, the material strength is dominated by the precipitation state for heat-treatable aluminium alloys welds [37-38].

### 3.5 Numerical model

The finite element model used in this work has been developed using the FORGE3<sup>®</sup> code [26]. This software is extensively used in the industry to simulate plastic flow in cold and hot forging processes. An updated lagrangian formulation is employed to solve the thermal and mechanical equations at each time step. The volume of the workpiece is discretized by tetrahedral P1+/P1 elements. The pressure field varies linearly within each element, while the velocity field varies linearly within each tetrahedral subelement obtained by adding an internal node in the element. The contact between the specimen and the tools is managed by a penalty formulation.

The workpiece is a 20 mm radius and 2 mm thick disc. It has been preformed in the center as the exact mirror shape of the tool pin and shoulder (Fig. 3-6a) in order to simulate the dwell phase only. There is no penetration of the tool shoulder into the workpiece in order to avoid problems of mesh degeneration that appear around the tool even though automatic remeshing is used. Such problems occur when an updated lagrangian formulation is used because the mesh nodes follow the material points. However, a surface contact is considered between the tool and the blank material. Two contact conditions, i.e. a sticking contact and a viscoplastic friction law (Eq. (3.4)) are used in the present work. These contact conditions do not require a normal stress to induce material flow as in the case of a Coulomb friction law. Two mesh configurations are used (Fig. 3-

6b and Fig. 3-6c). In both cases, the mesh is refined at the center of the workpiece. The coarse mesh has a maximum element size of 1 mm at the center (Fig. 3-6b). It was used for a first group of computation made under sticking contact. The finer mesh has a maximum element size of 0.2 mm at the workpiece center (Fig. 3-6c). It was used in subsequent computations made under sliding contact where high strain gradient are expected.

The dwell phase simulation is made until a time of 1 s, which corresponds to the mean time a material point is stirred during the advancing phase in usual conditions (advancing speed  $\cong$  10 mm/s). This characteristic time of 1 s corresponds to 10 revolutions at 600 RPM and 20 revolutions at 1200 RPM. Time integration is done using the explicit Euler method with each tool revolution corresponding to 1000 time increments. Remeshing is achieved automatically after every 10 time increments and a manual remeshing is done every  $\frac{1}{4}$  revolution. Each remeshing is achieved by transferring temperature and strain fields from the deformed mesh to the new one. With the coarse mesh, the CPU time is about 100 minutes per revolution using a standard PC (1.86 GHz processor, 1.5 GB RAM). The fine mesh is used for single time increment computations only.

Thermal properties of the material are temperature dependent. Table 3-1 shows the values of density, specific heat and thermal conductivity that were used in the model for different temperatures [39]. Linear interpolation was used for intermediate values.

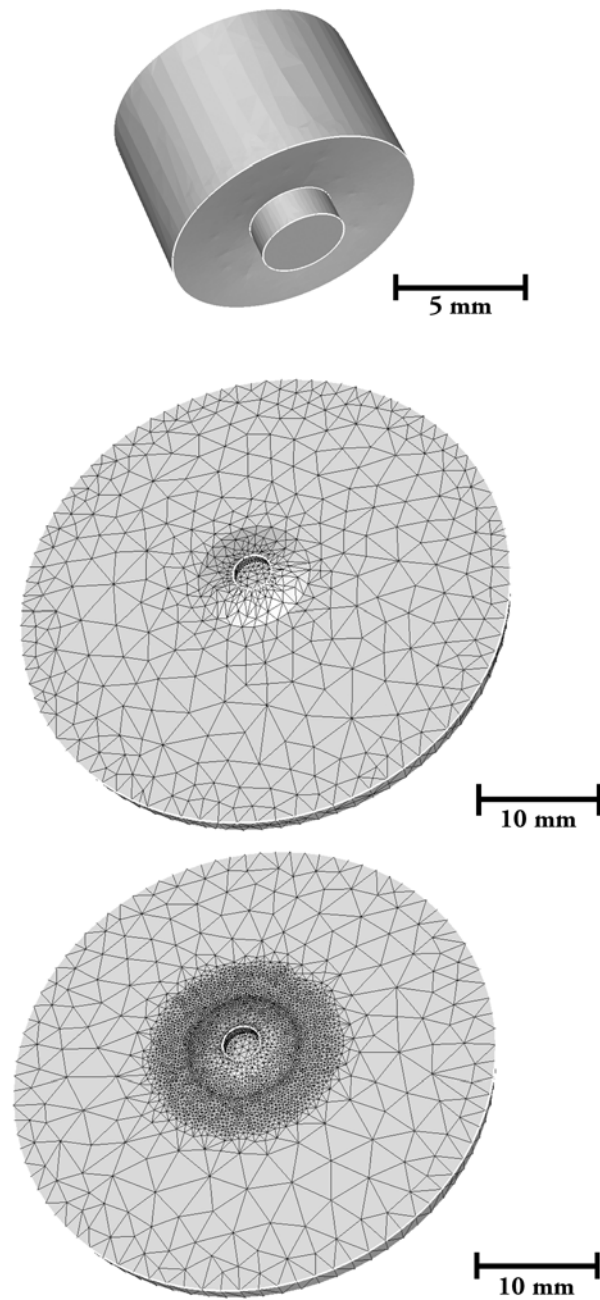


Figure 3-6: objects; (a) Welding tool; (b) Workpiece (coarse mesh, 6463 elements, 1764 nodes);  
(c) Workpiece (fine mesh, 141195 elements, 27713 nodes)

Table 3-1: Thermal properties of solid 7075 aluminium alloy

Temperature (°C)	25	100	200	300	400	500
$\rho$ (kg/m <sup>3</sup> )	2805	2795	2770	2750	2725	2700
$c$ (J/kg.K)	850	910	960	980	1040	1100
$k_T$ (W/m.K)	177	186	197	194	196	196

Two mechanical behaviors are considered in the present work. First, a rigid perfectly plastic material behavior is used. The material flow stress is described by equations (3.2) and (3.3) where the flow stress dependence on strain and strain rate is neglected ( $n = m = 0$ ). Computations are made for several values of the material flow stress parameters  $K_0$  and  $\beta$  and the heat transfer coefficient  $h$  (Eq. (3.6)) using a sticking contact condition at the tool/workpiece interface. The second type of rheology is a rigid viscoplastic material behavior and is used to perform calculations under sliding contact with different values of the friction coefficient  $\alpha$  (Eq. (3.4)). The values of  $m$  and  $p$  are set to 0,15 and strain hardening is still neglected ( $n = 0$ ).

The tool is modeled as a rigid object. Under the 20 mm radius workpiece, a rigid disc is used to simulate the backing plate. At the workpiece/backing plate interface, a fully sliding contact (no shear stress at the interface) is prescribed from the center to an 18 mm radius. A sticking contact is prescribed over the last 2 mm in order to hold the welded plate in place.

### 3.6 Evolution of torque in time: influence of heat generation and heat conduction

This section presents the results obtained with the coarse mesh and the first type of rheology, i.e. a rigid perfectly plastic material behaviour. Two computations were initially performed at 600 and 1200 RPM with flow stress parameters  $K_0 = 20$  MPa and  $\beta = 800$  K and a heat transfer coefficient  $h = 20000$  W/m<sup>2</sup>K. The latter value is used in forging conditions where there is a high pressure at the tool/part interface [40]. Fig. 3-7 shows the computed torques plotted against time (see two first symbols) as well as the experimental curves recorded at 600 and 1200 RPM. The computed torque at  $t = 0$  is much higher than the experimental value because the initial temperature of the modelled part is equal to 25°C, while under real testing conditions the sheet is preheated during the plunge phase. The computed torque decreases sharply in the first 0.3 s. The initial flow stress being high, the heat generation is important. However, the flow stress decreases when the temperature increases. Consequently, the heat generation decreases gradually and the torque variation in time becomes smaller. It tends toward a steady state when a balance between heat generation and conduction is reached. For most cases, the steady state cannot be reached after 1 s. However, such time is sufficient to capture the computed torque variation with time and compare it with the experimental one.

The computed torque is lower at 1200 RPM than at 600 RPM because higher temperatures are reached. The examination of the strain rate fields reveals that for a rotational speed of 600 RPM, the strain rate reaches a maximum value of 200 s<sup>-1</sup> approximately, under the shoulder edge. At 1200 RPM, a strain rate value slightly over 400 s<sup>-1</sup> is obtained in the same region. According to Eq. (3.1), a higher strain rate results in a higher temperature at a given time because of the higher

heat generation rate. The flow stress and thus the torque are lower (Eq. (3.5)). The simulation accounts for the experimental discrepancy between 600 and 1200 RPM but the torque values are overestimated. However, the computed torque after 1 s at 600 RPM can be adjusted to the experimental curve by reducing the flow stress parameter  $K_0$  to 10 MPa (see third symbol in Fig. 3-7).

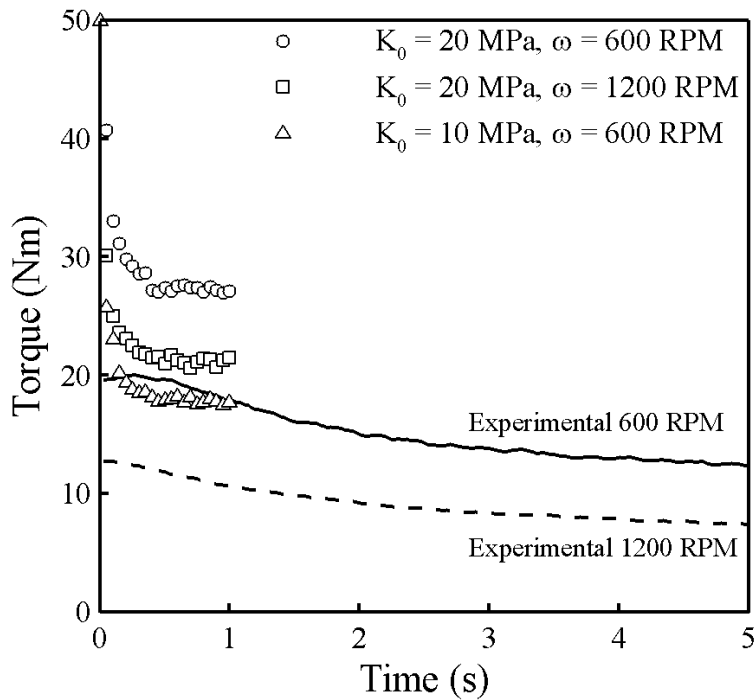


Figure 3-7: Computed vs. experimental torque during the dwell phase ( $h = 20000 \text{ W/m}^2\text{K}$ )

The effect of heat conduction was investigated at  $\omega = 600 \text{ RPM}$ ,  $K_0 = 20 \text{ MPa}$  and  $\beta = 800 \text{ K}$  by making computations for several values of the heat transfer coefficient. The results are shown in Fig. 3-8. The theoretical adiabatic case was also computed by prescribing a material conductivity close to zero. In this case, no equilibrium can be reached between heat generation and heat conduction. Torque stabilization can only be reached when the flow stress does not depend on



temperature anymore. The effect of material conductivity alone is brought to the fore by comparing the adiabatic case with the case where  $h = 0$ . In the latter, the calculated torque is higher because the heat conduction inside the part reduces the temperature of the deformed volume. The torque is higher and the required time to reach equilibrium between heat generation and heat conduction is shorter when the heat transfer coefficient is higher.

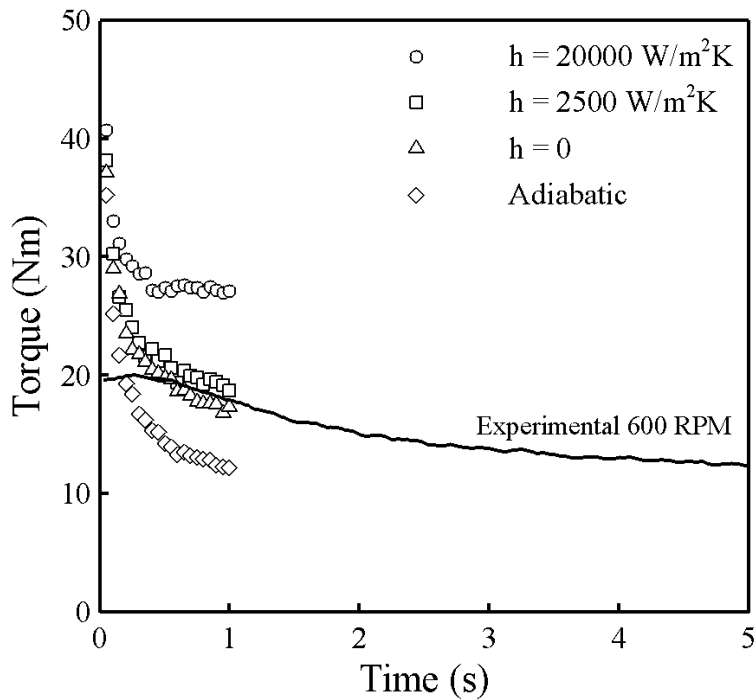


Figure 3-8: Effect of heat transfer coefficient on computed torque at  $\omega = 600 \text{ rpm}$  ( $K_0 = 20 \text{ MPa}$ )

A realistic torque prediction can be made by using two combinations of  $K_0$  and  $h$ , respectively  $K_0 = 10 \text{ MPa}$  with  $h = 20000 \text{ W/m}^2\text{K}$  (Fig. 3-7) and  $K_0 = 20 \text{ MPa}$  with  $h \approx 2500 \text{ W/m}^2\text{K}$  (Fig. 3-8). Another simulation with a third combination ( $K_0 = 15 \text{ MPa}$  with  $h = 10000 \text{ W/m}^2\text{K}$ ) also gave satisfactory results. Temperature fields obtained after a dwell time of 1 s are presented in Fig. 3-9 for the three combinations of parameters. If all simulations prove to be accurate enough to

reproduce the experimental torque, it is not the case for the temperature field. The first combination with  $K_0 = 20$  MPa and  $h = 2500$  W/m<sup>2</sup>K (Fig. 3-9a) gives an average temperature of 520°C under the tool, which stands over the solidus temperature (477°C). In this case, the heat generation is high and the heat evacuation is not sufficient. On the other hand, the temperature field obtained with  $K_0 = 10$  MPa and  $h = 20000$  W/m<sup>2</sup>K (Fig. 3-9c) show temperatures around 225°C under the tool, which is too low according to published experimental results [30]. The heat generation is low and heat losses are too large to produce a realistic temperature field. Finally, the best combination is presented in Fig. 3-9b ( $K_0 = 15$  MPa and  $h = 10000$  W/m<sup>2</sup>K). The temperature field is more realistic, the average temperature under the tool being about 345 °C.

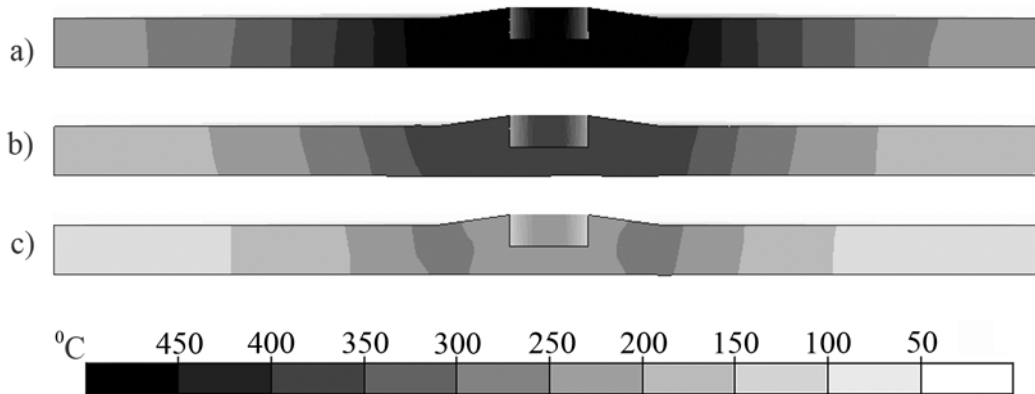


Figure 3-9: Computed temperature fields after 1 s; (a)  $K_0 = 20$  MPa,  $h = 2500$  W/m<sup>2</sup>K; (b)  $K_0 = 15$  MPa,  $h = 10000$  W/m<sup>2</sup>K; (c)  $K_0 = 10$  MPa,  $h = 20000$  W/m<sup>2</sup>K

The torque evolution in time computed with  $K_0 = 15$  MPa and  $h = 10000$  W/m<sup>2</sup>K is presented in Fig. 3-10 for the rotational speeds of 600 and 1200 RPM. At 600 RPM, the numerical results are close to the experimental ones. However, the torque computed at 1200 RPM is too high. Further efforts were made in order to increase the ratio between the two computed curves, without

success. For example, increasing the flow stress sensitivity to temperature (by raising the  $\beta$  parameter value from 800 K to 3000 K) did not improve the results in a significant way. A possible explanation is that the contact condition at the tool/workpiece interface may change with increasing rotational speed.

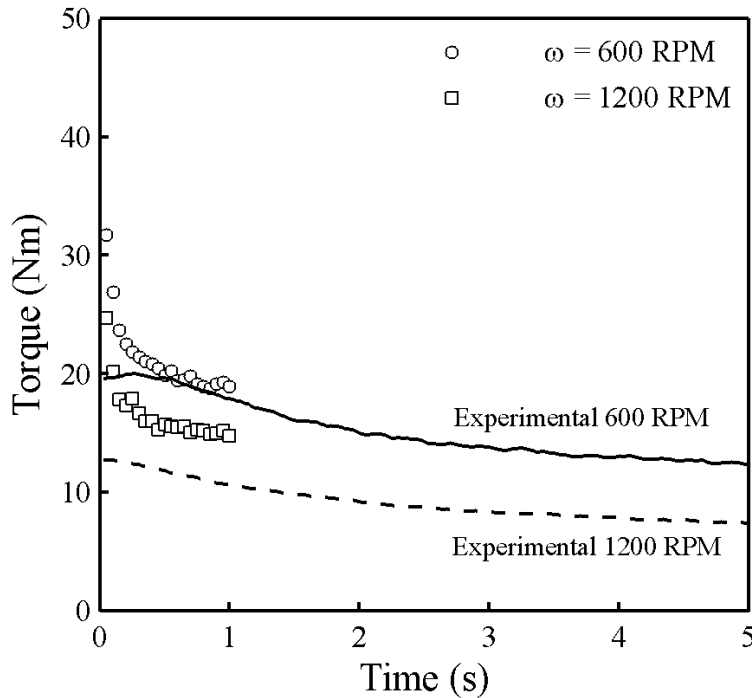


Figure 3-10: Computed torque at 600 and 1200 RPM for  $K_0 = 15$  MPa and  $h = 10000$  W/m<sup>2</sup>K

### 3.7 Strain distribution: sliding contact versus sticking contact

As reported earlier, the contact nature at the tool/workpiece interface is not accurately known. Therefore, the numerical model was used to compute the material flow and the resulting torque for different sliding contact conditions in order to compare the results with those obtained for a perfectly sticking contact. This was done by using viscoplastic rheologies for both the material behaviour (Eq. (3.2);  $m = 0.15$ ) and the friction law (Eq. (3.5);  $p = 0.15$ ). The material constant

$K_0$  in Eq. (3.3) was set to  $7.5 \text{ MPa.s}^m$  in order to have the same flow stress variation with temperature, at a strain rate of  $100 \text{ s}^{-1}$ , as with the perfectly plastic behaviour used in the last section ( $K_0 = 15 \text{ MPa}$ ). Computations performed with a sticking contact show that the torque evolution with time computed at 600 RPM is almost the same for both material behaviours. However, the torque values are slightly higher for the viscoplastic material at 1200 RPM, due to higher strain rates in the deformed volume.

Both the coarse mesh and the fine mesh (Fig. 3-6) were used in the following calculations. A fine mesh is necessary to capture high gradients expected near the tool/workpiece interface under sliding contact conditions. However, time integration over 10 or 20 tool revolutions cannot be done in a reasonable CPU time when using such a fine spatial discretization. Even with large time increments, the CPU time exceeds 10h per revolution. Nevertheless, strain rate fields can be obtained with the fine mesh in a single increment calculation from the temperature distribution computed with the coarse mesh.

Strain rate fields computed at 600 RPM are shown in Fig. 3-11 for both meshes. Computations have been performed for three values of the friction coefficient  $\alpha$  as well as for a sticking contact. Using the fine mesh, the strain gradient is very sharp at the shoulder edge under sticking contact, the material being almost not strained outside the shoulder radius. However, strain rate values obtained with the coarse mesh show a smoother gradient, resulting in an overestimation of strain rate at the periphery of the tool shoulder. As a consequence, the power and torque values are found to be approximately 10 % higher than those computed with the fine mesh. However, the

coarse mesh results obtained under sticking contact give the right order of magnitude of strain rate, as well as a good picture of its distribution.

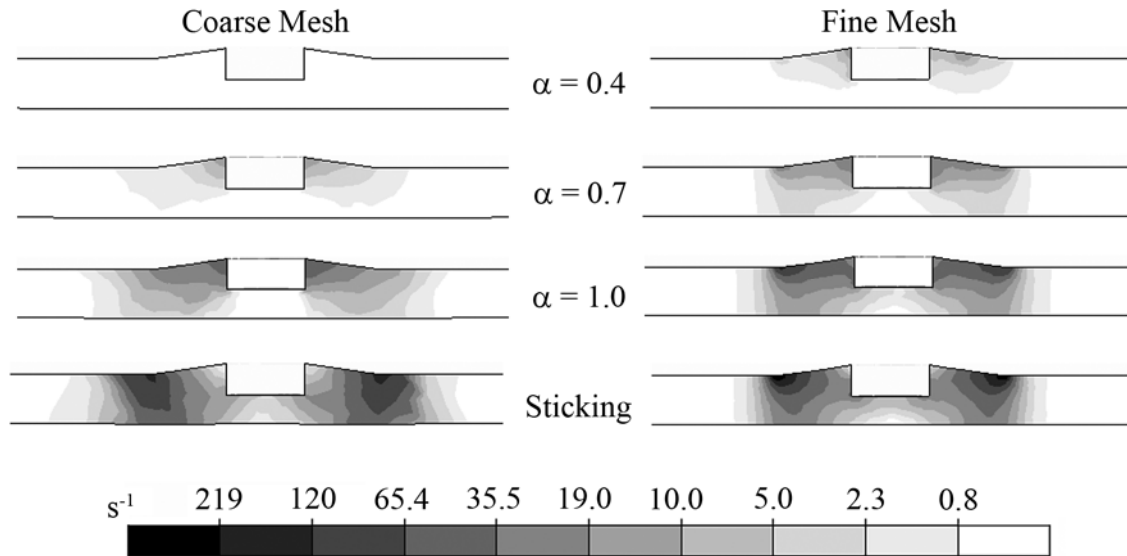


Figure 3-11: Strain rate fields for different friction coefficient and for the perfectly sticking contact ( $\omega = 600$  RPM, logarithmic scale)

The effect of mesh size is different under sliding contact conditions. As shown in Fig. 3-11, the strain rate distribution is not the same for both meshes. For example, using  $\alpha = 1$  and the coarse mesh, the highest strain rate values are obtained at the junction between the pin and the shoulder while for a fine mesh, they are obtained near the shoulder edge. These contradictory results show that a fine mesh must be used for sliding contact calculations. Regarding the effect of the friction coefficient, Fig. 3-11 shows that the strain rate magnitude decreases with decreasing  $\alpha$ . For example, strain rates up to  $200 \text{ s}^{-1}$  are computed under sticking contact while maximum values around  $20 \text{ s}^{-1}$  are obtained when  $\alpha = 0.7$ . Furthermore, the deformation is intense close to the tool shoulder only for a low value of  $\alpha$ , while the material is strained deeper under the tool for

sticking contact. Note that since strain rate fields are almost unchanged in time, the computed strain rates also represent the amount of strain after 1 s, i.e. 10 revolutions at 600 RPM.

Table 3-2 shows the torques and powers computed after 1 s of dwell phase at 600 and 1200 RPM for four values of the friction coefficient  $\alpha$  as well as for a sticking contact for both rotational speeds. The total mechanical power and the torque decrease when  $\alpha$  decreases. This is related to the drastic decrease of the strain power even though the friction power increases. The strain power represents only 5 % of the total power under sliding contact with  $\alpha = 0.4$ . For a given contact condition, the proportions between strain and friction powers are approximately the same for both rotational speeds. However, the total power is higher at 1200 RPM. Conversely, the torque is lower, which is coherent since more heat is generated.

The ratio between experimental torques at 600 RPM and 1200 RPM after 1 s (Fig. 10;  $M_{600}/M_{1200} \cong 1,68$ ) is higher than the computed torque ratio (1.28). It is not possible to reproduce the experimental ratio by a further adjustment of the material flow stress parameters or the heat transfer coefficient. One possible explanation for this underestimation may be that the contact conditions are different for each rotational speed, i.e. the friction coefficient decreases when the rotational speed increases. Assuming a sticking contact at 600 RPM (Table 3-2,  $M = 16.00$  Nm), the torque should be about 9.5 Nm at 1200 RPM to reproduce the experimental torque ratio, which corresponds to a sliding contact with  $\alpha \approx 0.75$ . This difference of contact condition changes the proportions between plastic strain power and friction power. All the mechanical power is dissipated by plastic deformation for a sticking contact. However, approximately 80 % of the total power is dissipated through friction if a sliding contact with  $\alpha = 0.75$  prevails. The

total power is still higher at higher rotational speed, but the power ratio between 1200 RPM (with  $\alpha = 0.75$ ) and 600 RPM (sticking contact) is reduced from 1.72 to 1.19.

Table 3-2: Torques and powers computed after 1 s of dwell phase (plastic strain power:  $\dot{W}_\varepsilon = \int_\Omega \sigma_0 \dot{\varepsilon} d\Omega$  ; friction power:  $\dot{W}_f = \int_\Gamma \tau v_s d\Gamma$  )

600 RPM						
Friction Coefficient	Torque (Nm)	$\dot{W}_{Total}$ (W)	$\dot{W}_\varepsilon$ (W)	$\dot{W}_f$ (W)	$\dot{W}_\varepsilon$ %	$\dot{W}_f$ %
Sticking	16.00	1005	1005	0	100	0
$\alpha = 1.5$	15.39	967	800	167	82.7	17.3
$\alpha = 1.0$	13.56	852	430	422	50.5	49.5
$\alpha = 0.7$	10.62	667	103	564	15.5	84.5
$\alpha = 0.4$	6.32	397	20	377	5.0	95.0
1200 RPM						
	Torque (Nm)	$\dot{W}_{Total}$ (W)	$\dot{W}_\varepsilon$ (W)	$\dot{W}_f$ (W)	$\dot{W}_\varepsilon$ %	$\dot{W}_f$ %
Sticking	13.80	1734	1734	0	100	0
$\alpha = 1.5$	13.29	1670	1383	287	82.8	17.2
$\alpha = 1.0$	11.71	1472	741	731	50.3	49.7
$\alpha = 0.7$	9.15	1150	176	974	15.3	84.7
$\alpha = 0.4$	5.44	684	34	650	5.0	95.0

As a consequence, the effect of the rotational speed on the total heat input is reduced. This may possibly explain why the rotational speed has little effect on the welded joint microhardness and tensile properties as compared to the advancing speed [41].

Another consequence of an increasing friction at lower rotational speed is that the strain rates are more important in this case. Higher strain rates and thus higher strains after a given time result in more intense recrystallization which reduces the grain size. This may possibly explain why smaller grains were observed in the nugget at 600 RPM (1-2  $\mu\text{m}$ ) than at 1200 RPM (3-4  $\mu\text{m}$ ). The same explanation has been proposed by Gerlich et al. [30], based on experiments conducted on the same material.

The results shown in Fig. 3-11 can explain the different nugget evolution for each rotational speed shown in Fig. 3-4 and Fig. 3-5. Recrystallization requires a critical combination of strain and temperature to occur. The accumulation of dislocations through plastic deformation is the driving force of the transformation, while a sufficient thermal energy is required to activate it. A low rotational speed (high friction) induces high strain rates and thus the critical strain for recrystallization is reached in a large volume of material under the tool. In this case, the recrystallization is controlled by temperature. The temperature is low at the end of the plunge phase but increases during the dwell phase. The material volume for which the critical temperature is reached and thus recrystallization occurs is enlarged during the dwell phase, resulting in a convex and bulkier nugget (Fig. 3-4). For a higher rotational speed (low friction), the heat generation is high during the plunge phase and the critical recrystallization temperature is reached rapidly for a large volume of material under the tool. However, a sufficient plastic



strain is required for recrystallization to occur. Since the strain is intense under the tool only, the recrystallized volume remains constant through the dwell phase. As a consequence, the nugget keeps its concave shape (Fig. 3-5).

### **3.8 Conclusions**

A finite element analysis was performed to compute the thermomechanical history of a rigid-viscoplastic material during the dwell phase of friction stir welding of 7075-T6 aluminium alloy 2 mm plates. Experimental recordings of the applied torque and metallographic sections of the welds were obtained in order to compare them with numerical results. The effects of the material flow stress parameters and the heat transfer coefficient on the torque evolution in time were identified and approximate values of these parameters were obtained. Then, the contact conditions between the tool and the workpiece were studied.

The contact conditions have a strong influence on strain rate and heat generation distributions. The comparison of the calculated torques with experimental recordings for two rotational speeds suggests that the friction at the tool/workpiece interface is lower when the rotational speed increases. These results are supported by the difference of nugget grain size and nugget shape evolution during the dwell phase between welds obtained with different rotational speeds.

A fine mesh is necessary to capture high strain rate and temperature gradients under sliding contact. However, time integration over multiple tool revolutions cannot be achieved in a reasonable computation time. This problem should be overcome by using an advanced two-

dimensional version of the finite element code having a revolution symmetry formulation. Furthermore, an elastic-plastic rheology and a more realistic friction law (e.g. Coulomb law) will be required to take the vertical force and its effect on material flow into account. A friction test representative of FSW conditions is necessary to validate and to calibrate the friction law.

### **3.9 Acknowledgements**

The authors wish to acknowledge the National Science and Engineering Research Council (NSERC), the National Research Council of Canada (NRC) and the REGAL research center for their financial support.

### **3.10 References**

- [1] W.J. Arbegast in: R.S. Mishra and M.W. Mahaney (Eds.), Friction Stir Welding and Processing, ASM International, Materials Park, OH, 2007, pp. 273-308.
- [2] F. Gemme, Y. Verreman, L. Dubourg, M. Jahazi in: Proceedings of the Symposium on Aerospace Materials and Manufacturing IV: Advances in Processing and Repair of Aerospace Materials, COM2008, Winnipeg, Canada, August 24-27, 2008.
- [3] R.S. Mishra, Z.Y. Ma., Mater. Sci. Eng. R 50 (2005) 1-78.
- [4] L. Dubourg, F.-O. Gagnon, F. Nadeau, L. St-Georges, M. Jahazi in: Proceedings of the 6th International Friction Stir Welding Symposium, St-Sauveur, Canada, October 10-13, 2006.
- [5] Y.G. Kim, H. Fujii, T. Tsumura, T. Komakazi, K. Nakata, Mater. Sci. Eng. A 415 (2006) 250-254.

- [6] Y.J. Chao, X. Qi, J. Mater. Process. Manuf. Sci. 7 (1998) 215-233.
- [7] C.M. Chen, R. Kovacevic, Int. J. Mach. Tool. Manufact. 43 (2003) 1319-1326.
- [8] L. Dubourg, P. Doran, S. Larose, M. Jahazi, M.A. Gharghouri in: Thermec 2009, Berlin, Germany, August 25-28, 2009.
- [9] O. Frigaard, O. Grong, O.T. Midling, Metall. Mater. Trans. A 32A (2001) 1189-1200.
- [10] C. Gallais, A. Denquin, A. Pic, T. Pardoen, Y. Bréchet in: Proceedings of the 5th International Symposium on Friction Stir Welding, Metz, France, September 14-16, 2004.
- [11] D. Rosenthal, R. Schmerber, Weld. J. Supp. 17 (4) (1938) 2-8.
- [12] H. Schmidt, J. Hattel, J. Wert, Model. Simul. Mater. Sci. Eng. 12 (2004) 143-157.
- [13] A. Simar, J. Lecomte-Beckers, T. Pardoen, B. de Meester, Sci. Technol. Weld. Join. 11 (2) (2006) 170-177.
- [14] M. Song, R. Kovacevic, Int. J. Mach. Tool. Manufact. 43 (2003) 605-615.
- [15] Y.J. Chao, X. Qi, W. Tang, Trans. ASME 125 (2003) 138-145.
- [16] M.Z.H. Khandkar, J.A. Khan, A.P. Reynolds, Sci. Technol. Weld. Join. 8 (3) (2003) 165-174.
- [17] A. Simar, T. Pardoen, B. de Meester in: Proceedings of the 5th International Symposium on Friction Stir Welding, Metz, France, September 14-16, 2004.
- [18] A.P. Reynolds, W. Tang, Z. Khandkar, J.A. Khan, K. Lindner, Sci. Technol. Weld. Join. 10 (2) (2005) 190-199.
- [19] P.A. Colegrove, H.R. Shercliff, J. Mater. Process. Technol. 169 (2005) 320-327.

- [20] H. Schmidt, J. Hattel in: Proceedings of the 6th International Symposium on Friction Stir Welding, St-Sauveur, Canada, October 10-13, 2006.
- [21] A. Bastier, M.H. Maitournam, K. Dang Van, F. Roger, Sci. Technol. Weld. Join. 11 (3) (2006) 278-288.
- [22] G. Buffa, J. Hua, R. Shivpuri, L. Fratini, Mater. Sci. Eng. A 419 (2006) 389-396.
- [23] A.P. Reynolds, Scripta Mater. 58 (2008) 338-342.
- [24] L. Fourment, S. Guerdoux, M. Miles, T. Nelson in: Proceedings of the 5th International Symposium on Friction Stir Welding, Metz, France, September 14-16, 2004.
- [25] R.H. Wagoner, J.-L. Chenot, Metal forming analysis, Cambridge University Press, New York, 2001.
- [26] J.-L. Chenot, Y. Chastel in: Proceedings of the Symposium on Mathematical Modelling in Material Processing and Manufacturing, COM2000, Ottawa, Canada, 2000.
- [27] J. Yan, M.A. Sutton, A.P. Reynolds, Sci. Technol. Weld. Join. 10 (6) (2005) 725-736.
- [28] H.N.B. Schmidt, T.L. Dickerson, J.H. Hattel, Acta Mater. 54 (2006) 1199-1209.
- [29] Z.W. Chen, T. Pasang, Y. Qi, R. Perris in: Proceedings of the 6th International Symposium on Friction Stir Welding, St-Sauveur, Canada, October 10-13, 2006.
- [30] A. Gerlich, M. Yamamoto, T.H. North, J. Mater. Sci. 43 (2008) 2-11.
- [31] J. Schneider, R. Beshears, A.C. Nunes Jr., Mater. Sci. Eng. A 435-436 (2006) 297-304.
- [32] T. Sheppard, A. Jackson, Mater. Sci. Technol. 13 (3) (1997) 203-209.
- [33] W.K. Rule, S.E. Jones, Int. J. Impact Eng. 21 (8) (1998) 609-624.

- [34] W.-S. Lee, W.-C. Sue, C.-F. Lin, C.-J. Wu, J. Mater. Process. Technol. 100 (2000) 116-122.
- [35] H.B. Schmidt, J.H. Hattel, Scripta Mater. 58 (2008) 332-337.
- [36] F. Gemme, Y. Verreman, L. Dubourg. Unpublished results.
- [37] M. J. Starink, A. Deschamps, S.C. Wang, Scripta Mater. 58 (2008) 377-382.
- [38] C. Genevois, A. Deschamps, P. Vacher, Mater. Sci. Eng. A 415 (2006) 162-170.
- [39] K.C. Mills, Recommended Values of Thermophysical Properties for Selected Commercial Alloys, Woodhead Publishing, Cambridge, UK, 2002.
- [40] V.K. Jain, J. Mater. Shaping Technol. 8 (3) (1990) 193-202.
- [41] L. Dubourg, R. Amargier, M. Jahazi in: Proceedings of the 7th International Symposium on Friction Stir Welding, Awaji Island, Japan, May 20-22, 2008.

## **CHAPITRE 4 EFFECT OF WELDING PARAMETERS ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF AA7075- T6 FRICTION STIR WELDED JOINTS**

Article accepté pour publication dans *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structure*, le 28 janvier 2011.

Auteurs: Frédéric Gemme, Yves Verreman, Laurent Dubourg et Priti Wanjara

### **4.1 Abstract**

The effects of advancing speed and rotational speed on the microstructure and the mechanical properties of friction stir welded 7075-T6 aluminium alloy sheets were studied. The fatigue strength of sound joints was measured and compared to tensile testing results. Macrographs and microhardness maps were carried out to reveal the microstructure transformations. Fractographic observations were made to identify the failure mechanisms. The effects of welding parameters on the fatigue strength are discussed in terms of welding pitch  $k$  (mm/rev) and heat input (J/mm). At a high welding pitch, crack initiation at the root of the circular grooves left by the tool on the weld surface is the most detrimental failure mechanism. As the size and the depth of the grooves are related to the welding pitch, the fatigue strength increases when the welding pitch is reduced. However, when the heat input is excessive, the failure is caused by sub-surface defects produced after abnormal stirring and/or by softening of the heat affected zone. Lateral lips on the weld surface edges also have an effect on the fatigue strength for intermediate welding pitch values.

## 4.2 Introduction

Friction stir welding (FSW) is a solid-state joining process that has become a viable manufacturing technology for the structural assembly of metallic sheet or plate materials in many industrial applications. Moreover, the process has been recognized as a potential joining technique for high strength aluminium alloys with low weldability, such as crack sensitive grades of the 2XXX, 6XXX and 7XXX series. As the process utilizes low energy and achieves solid-state joining, consumables commonly required for conventional fusion welding of aluminium alloys, such as filler wire to adjust the chemistry of the weldment (lower crack sensitivity) and shielding gases to protect the molten pool, are not needed in FSW [1]. The FSW process principles are well described in a review by Bhadeshia [2]. As shown in Fig. 4-1, a rotating cylindrical, shouldered tool with a pin on its extremity is plunged at the interface between two butted sheets or plates until contact is made between the shoulder and the top surface of the workpiece. A downward force is applied to maintain sufficient friction in order to induce material flow. Heat is generated by friction and plastic strain. A translating movement is then applied to perform the weld by stirring the softened material from each workpiece. The combination of large plastic strain and elevated temperature has an important effect on the microstructure of the base material. The material flow around the welding tool results in a region called the nugget where small recrystallized grains appear. A thermomechanically affected zone (TMAZ), where grains are also strained but not recrystallized, is observed outside the nugget. In the heat affected zone (HAZ) outside the TMAZ, the grains shape remains unchanged. The precipitation state is affected by elevated temperatures in these three regions [3].

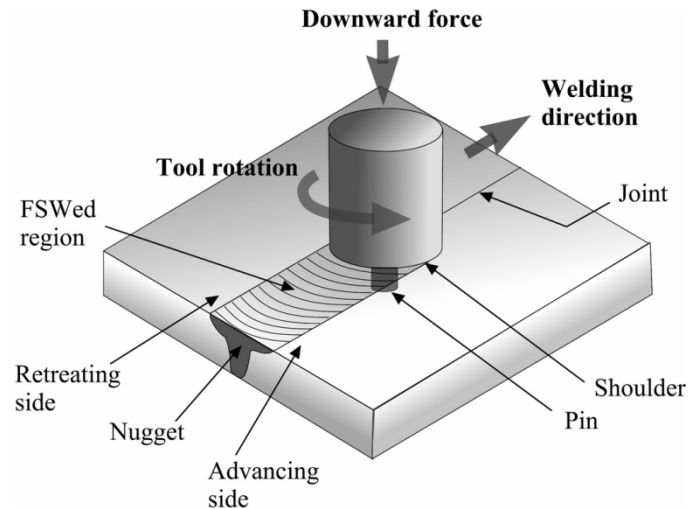


Figure 4-1: The friction stir welding process

The fatigue behavior of welded joints is a very important issue for the design of aerospace and transport structures. The behavior of butt welds under cyclic stress conditions has been studied in order to explore the possibility of using FSW as an alternative to fusion welding techniques. FSW produces joints of higher mechanical resistance than common fusion welding techniques. For example, the fatigue strength of 6082 aluminium alloy friction stir welded butt joints is higher than TIG and MIG-pulse butt welds of the same material [4]. Several investigations have been conducted in the last ten years in order to have a better understanding of the fatigue mechanisms of crack initiation and propagation in FSW joints [5].

A critical condition for good fatigue strength of FSW joints is the manufacture of an integral weld along the entire length of the structure. For butt joints, a primary consideration is the achievement of complete weld depth penetration to prevent a reduction in the cross-sectional area of the weld. The stirred zone can be insufficiently deep in the welded material thickness, resulting in a lack of penetration (LOP). This creates a root flaw at the bottom surface of the joint. The root



flaw is considered as the most detrimental defect for fatigue strength of friction stir welded joints. It was shown that for aluminium alloy 7075, the fatigue strength of friction stir welded butt joints with root flaws can be as low as 10 % of the base material fatigue strength [6]. However, it was also shown that the sensitivity to root flaws can change for different alloys or different hardening states [7]. The LOP defect can be avoided in two different ways. First, it is possible to remove a material layer at the bottom surface of the joint in order to eliminate root flaws. However, post-machining reduces the process productivity and is not suitable for thin sheets. In addition, post-machining of weld specimens may modify the state of residual stresses, which in turn may affect the fatigue resistance. Secondly, the pin length of the tool must be selected and positioned to allow material movement and coalescence at the root of the joint through the stirring action of the tool. The effect of the other welding parameters on the LOP defect occurrence has not been clearly demonstrated.

When the LOP defect is avoided, the most important factor influencing the fatigue resistance of FSW joints is the ratio between the advancing speed  $v$  and the rotational speed  $\omega$  [7, 8], also called the welding pitch  $k$ :

$$k = \frac{v}{\omega} \quad (4.1)$$

A high welding pitch value leads to a “cold” weld with insufficient material stirring may cause internal welding defects such as wormholes. The fatigue resistance of FSW joints can be enhanced by decreasing the welding pitch to reduce the occurrence of these “cold” internal welding defects [9]. On the other hand, “hot” welding conditions are obtained at low welding pitch values. In this case, excess flash on the weld sides and tearing of the weld surface can be observed. These defects are potential crack initiation sites and therefore can have a detrimental

effect on fatigue strength. Although the welding pitch and the heat input are interrelated [8], the individual effects of the advancing and rotational speeds on the resulting heat input may be different [10].

FSW process parameters can be selected in order to avoid welding conditions that lead to “cold” or “hot” defects and produce sound joints [11, 12]. Inside this operating window, the welding pitch still has an effect on the fatigue behavior of FSW joints in heat-treatable aluminium alloys, such as the 2XXX, 6XXX and 7XXX series. It was shown that for sound butt joints made in AA 6082, the fatigue strength is lower for welds manufactured with a low welding pitch and therefore a high heat input [13]. The failure was observed outside the welded joint in the softened HAZ due to precipitation coarsening. These results indicate that the operating window for heat-treatable alloys, in terms of fatigue resistance, is limited on the “cold” side by the occurrence of internal welding defects and on the “hot” side by the extent of the precipitate coarsening in the HAZ.

For non heat-treatable aluminium alloys such as the 3XXX and 5XXX series, improvement in the high cycle fatigue resistance was reported for low values of the welding pitch, when the heat input is higher [14]. As for heat-treatable alloys, the operating window is limited on the “cold” side by the occurrence of welding defects. However, the quality of FSW joints can be improved by decreasing the welding pitch until a critical value when “hot” defects, such as excess flash and tearing of weld surface, are observed.

This paper presents a systematic study where the static and cyclic strengths of friction stir butt welds made of aluminium alloy 7075-T6 are measured for different values of the rotational speed and the advancing speed. The FSW process parameters are selected in order to obtain sound welded joints, i.e. without LOP root flaws or excess flash on the top surface. S-N data and fractographic observations are analyzed with respect to the microstructure profile, the precipitation state and the surface topology of the welded joints. Failure mechanisms are identified for each case and the relationship between these mechanisms and the welding parameters is discussed.

### 4.3 Welding conditions

Friction stir butt welding of AA 7075-T6 sheets was performed using coupons 400 mm long by 100 mm wide by 2.3 mm thick (Fig. 4-2) using a MTS I-STIR FSW machine. Prior to welding, the plates were cleaned using ethanol and brushed to eliminate the passive oxide layer on the faying surface. A welding tool with a smooth concave shoulder and a flat pin of adjustable length was employed. The diameters of the shoulder and the pin were 13 mm and 3.2 mm, respectively. The shoulder was oriented at an angle of  $82^\circ$  to the rotation axis of the tool.

The aim of the present work is to study the effects of the advancing and rotational speeds on the fatigue strength of friction stir welds. Specifically, welding was performed using three rotational speeds  $\omega$  (600, 900 and 1200 rpm) and a constant advancing speed  $v$  (10 mm/s). Alternatively, at the constant rotational speed of 600 rpm three advancing speeds of 2 mm/s and 5 mm/s and 10 mm/s were examined. The five sets of rotational speed, advancing speed and vertical force  $F_z$ ,

shown in Table 4-1, are identified as welding conditions A, B, C, D and E. The welding pitch ranges between 0.2 and 1 mm/revolution.

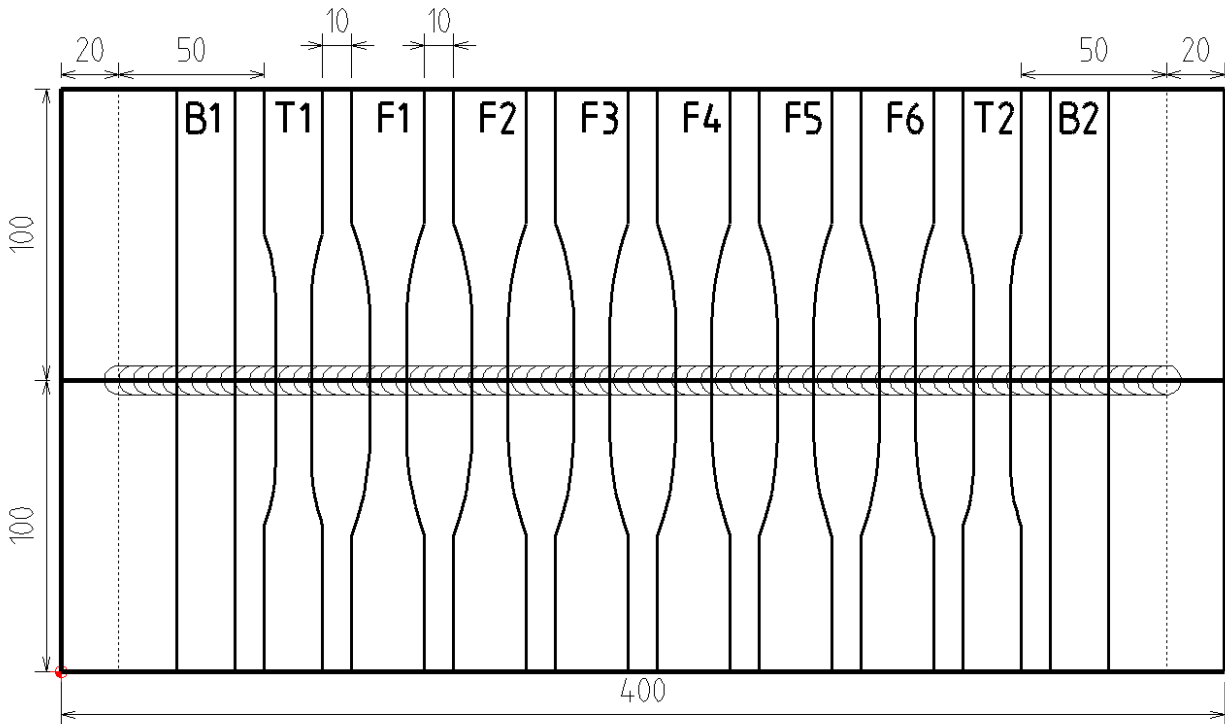


Figure 4-2: Drawing of the welded joint and specimen layout (B1 and B2: Bending specimens, T1 and T2: Tensile specimens, F1 to F6: Fatigue specimens, dimensions in mm)

The welds were performed by controlling the vertical force and the pin length to obtain better reproducibility and to avoid root flaws due to lack of penetration. For each combination of advancing and rotational speeds, a procedure was followed in order to optimize the vertical force and the pin length. First, the vertical force  $F_z$  was measured during welding with a fixed shoulder penetration depth of 0.2 mm. Then, the vertical force was optimized by carrying out several iterations from the measured value. The application of a high vertical force produces excess flash

on the weld sides, while an insufficient vertical force often leads to superficial tearing of the joint. The last step of the procedure was to optimize the pin length to obtain a sufficient penetration. This was done by performing bending tests on 20 mm wide specimens taken from the welded joint immediately after welding (Fig. 4-2). Successful welded joints were generally obtained when the distance between the pin end and the bottom surface of the welded joint was smaller than 0.2 mm. The remaining central part of the welded joint was then machined into two tensile specimens and six fatigue specimens. For each welding condition, two welded joints were manufactured, so that twelve fatigue specimens were available to obtain S-N data.

Table 4-1: Welding parameters for the five welding conditions

Welding Parameters		Welding Conditions				
		A	B	C	D	E
Rotational Speed	$\omega$ (rpm)	600	900	1200	600	600
Advancing Speed	$v$ (mm/s)	10	10	10	5	2
Welding Pitch $k$	$k$ (mm/rev)	1	0.67	0.5	0.5	0.2
Vertical Force	$F_z$ (kN)	16.0	13.0	10.5	9.5	10.0

The torque  $M$  applied by the rotating tool and the longitudinal force  $F_x$  have been recorded during welding. In all cases, both variables increase sharply during the plunge and dwell phases, and then decrease slowly towards a steady state reached during the advancing phase. The measured torque was stable during welding of the joint central part (where the specimens were cut), suggesting that the welding conditions were uniform for all specimens taken from a given welded joint. The steady state values for each welding condition are shown in Table 4-2. The

mechanical power ( $\dot{W}_{Total}$ ) used to achieve welding is calculated as the sum of the torque and longitudinal force contributions:

$$\dot{W}_{Total} = \dot{W}_{Torque} + \dot{W}_{Force} = M\omega + F_X v \quad (4.2)$$

and the heat input H as:

$$H = \frac{\dot{W}_{Total}}{v} \quad (4.3)$$

The calculated values of  $\dot{W}_{Torque}$ ,  $\dot{W}_{Force}$ ,  $\dot{W}_{Total}$  and H are also shown in Table 4-2 for each welding condition. First, the longitudinal force contribution to the total power is almost negligible with respect to the torque contribution as its proportion remains below 1.5 % in all cases. The results also show that the heat input is not strictly correlated to the welding pitch. For example, the heat input is almost identical for cases B and C while the welding pitch decreases from 0.67 to 0.5. Moreover, cases C and D have the same welding pitch ( $k = 0.5$ ), but the heat input is 30 % higher for welding condition D. This suggests that the advancing speed (see welding conditions A vs. D) has a larger effect on the heat input as compared to the rotational speed (see welding conditions A vs. C).

Earlier work from the authors [10] has shown that the contact condition at the tool interface with the welded plates is not constant for different values of the rotational speed, as the friction between the material and the tool increases when the rotational speed decreases. As a result, the torque power does not vary in direct proportions with the rotational speed because the deformed volume is larger and the plastic strain power is greater for low rotational speeds. Therefore, it can be expected that for a given welding pitch, the heat input will be higher for welds produced with a lower rotational speed.

Table 4-2: Measured and calculated welding variables

Welding Variables		Welding Conditions				
		A	B	C	D	E
Torque	M (Nm)	27.0	19.0	14.5	19.0	17.0
Longitudinal Force	$F_x$ (kN)	2.1	2.3	2.5	1.5	1.5
Torque Power	$\dot{W}_{Torque}$ (W)	1696	1791	1822	1194	1068
Force Power	$\dot{W}_{Force}$ (W)	21	23	25	7.5	3
Total Power	$\dot{W}_{Total}$ (W)	1717	1814	1847	1201	1071
Heat Input	H (J/mm)	172	181	185	240	536

#### 4.4 Microstructural Characterization

Metallographic sections were extracted and prepared for the five welding conditions A to E (Fig. 4-3). Specimens were polished and chemically etched using Kroll's reagent (6 %  $\text{HNO}_3$ , 2 % HF in  $\text{H}_2\text{O}$ ). The advancing speed and the rotational speed have different effects on the nugget shape. The metallographic sections obtained from welding conditions A, B and C show that a higher rotational speed enhances the concavity of the nugget. The nugget is defined by the occurrence of dynamic recrystallization, which is obtained when a critical combination of plastic deformation and temperature is reached. Obviously, the material temperature under the tool is higher when the rotational speed increases, as shown by the higher calculated heat input (Table 4-2). It can be concluded that the critical plastic deformation is reached in a smaller volume of material for a higher rotational speed. Again, this can be explained by the lower friction at higher rotational speeds [7]. In such a case, the plastic deformation in the depth of the welded plate is lower and appears to be insufficient for recrystallization to happen [10].

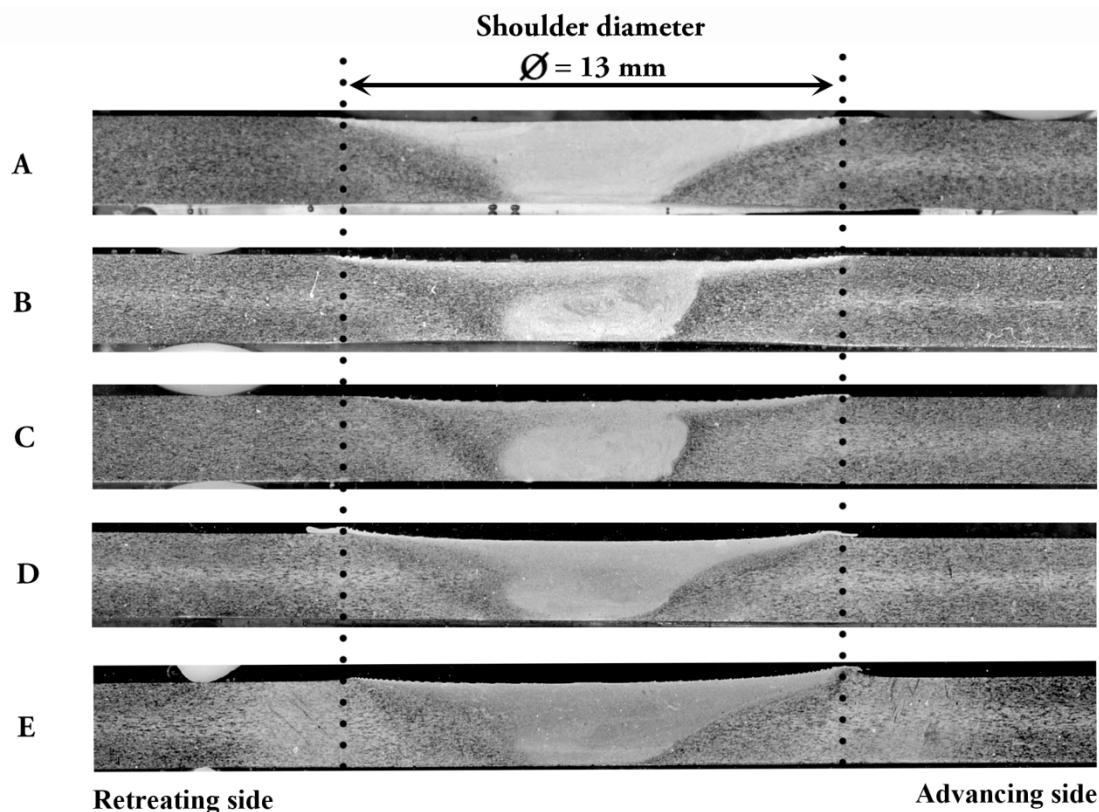


Figure 4-3: Optical macrographs of the weld cross-section for the five welding conditions given in Table 4-1

The metallographic sections obtained from welding conditions A, D and E show that the advancing speed does not have a strong effect on the nugget shape. However, the results presented in Fig. 4-3 show that the boundary between the nugget and the TMAZ is sharper when the advancing speed decreases. It was reported that crack initiation is possible at this boundary because of the drastic change in microstructure [9]. From this point of view, crack initiation would be easier for a higher advancing speed (welding condition A). Another possible site for crack initiation can be observed on the upper surface of the joint cross-section for welding conditions C, D and E. Even though lateral flashes were avoided during welding, a small lip is



formed at the weld edges. The notch formed by the lip and the plate surface is a stress concentrator where crack initiation may occur under cyclic loading.

Vickers microhardness measurements were performed on the five metallographic sections using a constant load of 200 gf with a dwell time of 15 seconds. Bidimensional maps over the weld cross-section were obtained by doing measurements every 0.5 mm in the transverse direction and every 0.3 mm in the thickness direction, over a distance of 13 mm on either side of the joint center. The data table was smoothed by five successive iterations of table expansion and shrinkage by a factor of 2 as well as using a bilinear interpolation in each case. The resulting maps are shown in Fig. 4-4. Note that the base material presents a microhardness gradient in the thickness direction as a result of the sheet rolling process.

For all welds in Fig. 4-4, a low microhardness zone was observed outside the nugget region. This zone defines the HAZ outer boundary. In the nugget itself, the microhardness is generally higher. However, there is no correlation between the nugget shape and the microhardness profile, suggesting that the grain size has a minor effect on the local mechanical properties for the alloy studied in the present work. Such behavior may also be observed for other heat-treatable aluminium alloys. In fact, material strength is dominated by the precipitation state for heat-treatable aluminium alloys [15, 16, 17]. Specifically, AA7075 in T6 condition contains a large number of submicroscopic  $Mg_2Zn$  and  $Al_2CuMg$  precipitates, which render a high hardness in the alloy (at least 175 HV). Essentially, the temperature reached in the minimum microhardness zone is high enough for overageing to occur. However, it is too low to obtain precipitate dissolution. Such dissolution is possible in the center of the joint only. The natural ageing that follows

increases the microhardness to a higher value even though a higher temperature is reached in the center of the welded joint.

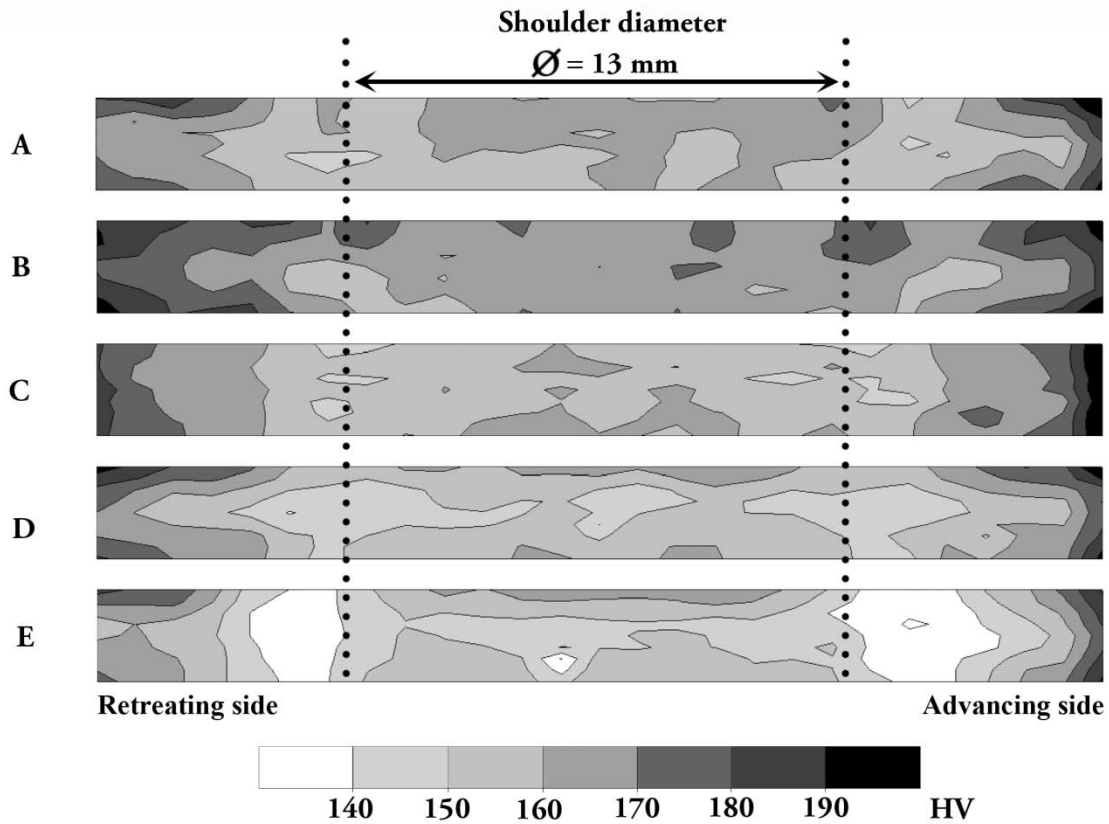


Figure 4-4: Microhardness maps of the weld cross-section for the five welding conditions given in Table 4-1

Results presented in Fig. 4-4 are in good agreement with the calculated heat input (Table 4-2). The microhardness level in the HAZ is very similar for a constant advancing speed (welding conditions A, B, C), while it decreases when the advancing speed decreases (welding conditions A, D, E). The advancing speed has a stronger effect than the rotational speed on the local mechanical properties of the joint.

## 4.5 Mechanical Characterization

Tensile and fatigue tests were performed using a servo-hydraulic machine. Cyclic axial loads were applied at a stress ratio of  $R_\sigma = 0.1$  and a frequency of 20 Hz for at least  $5 \cdot 10^6$  cycles. The edges of every specimen were rounded by manual polishing prior to testing. However, the joint surface was kept in the as-welded condition. The surface condition of the base material fatigue specimens and the friction stir welded specimens (outside the weld) was the same.

The tensile properties obtained for the five welding conditions as well as for the base material are shown in Table 4-3. For welding conditions A to D, the yield strength  $\sigma_y$  ranges between 348 and 355 MPa and has a low sensitivity to a variation in the heat input from 172 J/mm to 240 J/mm (Table 4-2). As compared to the base material, the joint efficiency is about 75 %. However, the yield stress is lower (325 MPa) for welding condition E, where the heat input is 540 J/mm. For welding conditions A to D, the failure occurs in the nugget, whereas specimens obtained for welding condition E fail in the HAZ softened region by a shear mechanism. The welded joints present a lower ductility than the base material. It is reduced by about 50 % for welding conditions A, B, C and E. There is no obvious reason for the poor ductility of the specimens obtained for welding condition D.

The fatigue S-N data obtained for the three different rotational speeds (600, 900 and 1200 rpm) at a constant advancing speed (10 mm/s), as well as for the base material, are shown in Fig. 4-5. The fatigue strength of the welded joints is lower than that of the base material. The average fatigue joint efficiency (ratio between the fatigue strengths of the welded joints and the base

material) is about 60 % at  $10^6$  cycles. The fatigue strength of FSW joints is improved by increasing the rotational speed. For any number of cycles to failure, the stress amplitude is about 20 MPa higher when the rotational speed is raised from 600 to 1200 rpm.

Table 4-3: Measured tensile properties for the base material and the five welding conditions

		Base Material	Welding Conditions				
			A	B	C	D	E
$\sigma_y$ (0.2 %)	(MPa)	460	350	348	355	350	325
UTS	(MPa)	587	502	514	526	460	498
A ( $l_0 = 50$ mm)	(%)	15.1	6.9	7.5	7	2.7	6.1
Failure location	-		Nugget	Nugget	Nugget	Nugget	HAZ

The influence of the advancing speed on the fatigue strength is shown in Fig. 4-6. S-N data obtained for advancing speeds of 2, 5 and 10 mm/s at a constant rotational speed of 600 rpm are presented in comparison with the base material. The fatigue strength is increased by reducing the advancing speed. The average fatigue joint efficiency is about 60 % at  $10^6$  cycles. It should be noted that the advancing speed has opposite effects on the yield and the fatigue strengths.

The results shown in Fig. 4-5 and 4-6 can be globally explained in terms of welding pitch. A higher welding pitch decreases the fatigue strength. However, there is some discrepancy between the two sets of results obtained for the same welding pitch of 0.5 (Fig. 4-7). Joints obtained with higher advancing and rotational speeds (welding condition C) have a higher fatigue resistance, while the heat input for this welding condition is lower (Table 2).

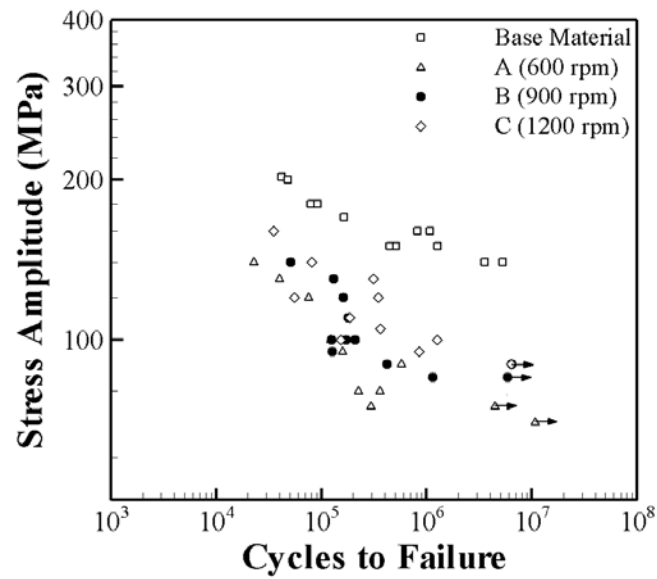


Figure 4-5: Effect of rotational speed on the fatigue resistance of FSW joints (advancing speed = 10 mm/s)

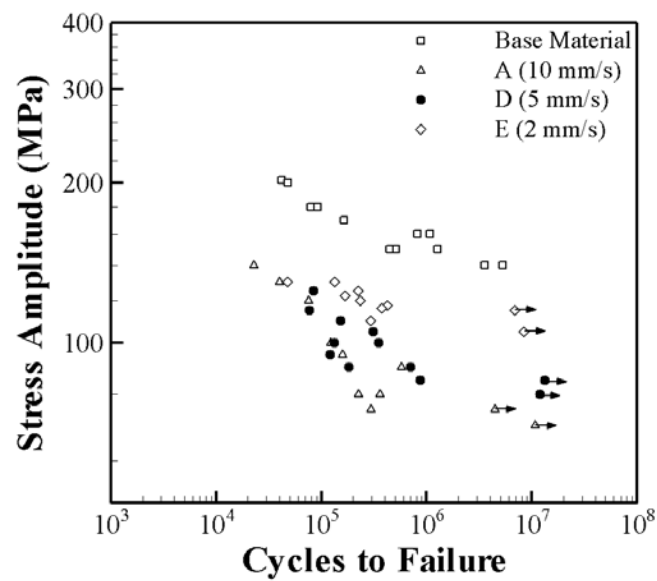


Figure 4-6: Effect of advancing speed on the fatigue resistance of FSW joints (rotational speed = 600 rpm)

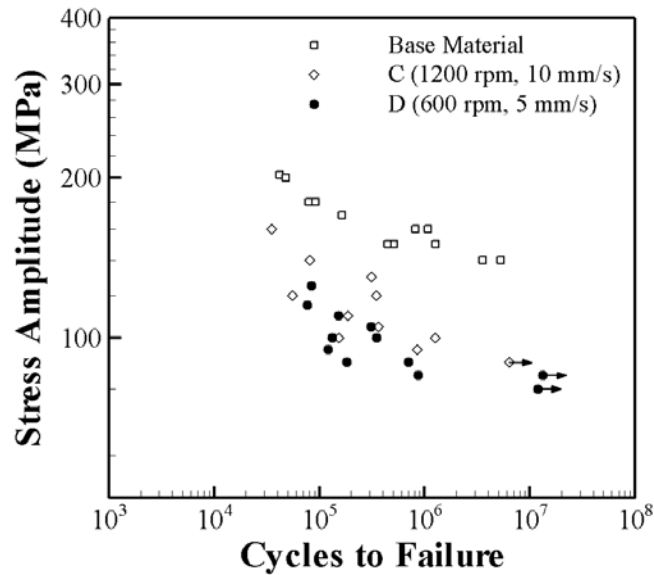


Figure 4-7: Fatigue resistance of FSW joints manufactured with the same welding pitch of 0.5 (C: Heat input = 185 J/mm; D: Heat input = 240 J/mm)

## 4.6 Failure analysis

The fracture surfaces of all broken specimens were examined at low magnification using stereo-binoculars in order to identify the failure causes. The distribution of crack initiation sites is listed for each welding condition in Table 4-4. For welding condition A ( $v = 10$  mm/s,  $\omega = 600$  RPM), crack initiation always occurs in the nugget close to the advancing side (Fig. 4-1), at the root of the circular grooves left behind the welding tool (Fig. 4-8). These grooves act as stress concentrators at the weld surface. Their width corresponds to the welding pitch. For welding condition A, where the welding pitch is 1 mm/rev, the distance between groove edges is also 1 mm.

Table 4-4: Distribution of crack initiation sites for the five welding conditions

Crack Initiation Site	Welding Conditions				
	A	B	C	D	E
Circular grooves	9	7	-	-	-
Lip at retreating side	-	2	6	6	-
Lip at advancing side	-	-	4	2	-
Sub-surface defect	-	-	-	-	5
HAZ	-	-	-	-	3

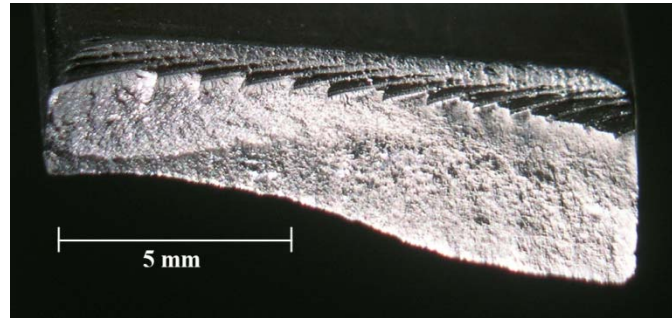


Figure 4-8: Typical fracture surface for welding conditions A ( $v = 10$  mm/s;  $\omega = 600$  rpm) and B ( $v = 10$  mm/s;  $\omega = 900$  rpm)

The fracture surface often presents multiple crack initiation sites at the root of successive grooves (Fig. 4-8). These multiple cracks then coalesce into a single plane of propagation. For welding condition B ( $v = 10$  mm/s,  $\omega = 900$  rpm), the same failure mode is observed for most of the specimens (Table 4-4). In this case, the width and the depth of the grooves are smaller, as the welding pitch is reduced. The resulting lower stress concentration enhances the fatigue life of the specimen by slowing down the crack initiation process.

The site of crack initiation is different for welding condition C ( $v = 10$  mm/s,  $\omega = 1200$  rpm), as the circular grooves do not cause failure for any specimen. Crack initiation occurs at both sides of the weld in similar proportions (Table 4). The crack initiation site is located slightly inside one of the weld edges. A typical fracture surface is shown in Fig. 4-9. The crack has initiated under a lip observed on the top surface. Fig. 4-10 shows such a lip on the retreating side of the weld cross-section. Similar defects are also observed on the advancing side. The lip is formed by deposition of softened recrystallized material on the colder plate surface. Fig. 4-10 suggests that the temperature difference between the lip material and the plate is too excessive for obtaining good bonding. The interface left between the lip and the plate generates a stress concentration that leads to crack initiation. The lip defect is more detrimental than the circular grooves for welding condition C. These grooves are smaller in this case since the welding pitch is lower than for welding conditions A and B.

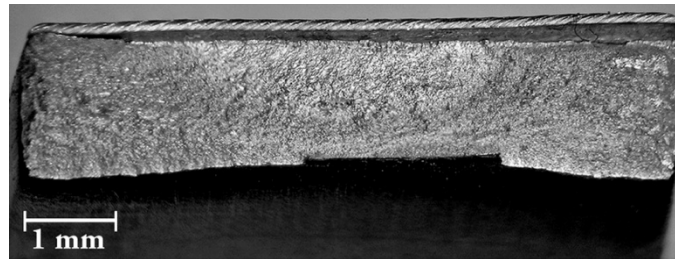


Figure 4-9: Typical fracture surface for welding conditions C ( $v = 10$  mm/s;  $\omega = 1200$  RPM) and D ( $v = 5$  mm/s;  $\omega = 600$  RPM)

The lip defect is also the main source of failure for welding condition D (Table 4-4). However, the fatigue strength is reduced for welding condition D as compared to welding condition C (see Fig. 4-7). The welding pitch, and therefore the size of circular grooves, is the same for welding



conditions C and D, but as the heat input is higher for welding condition D, the material near the initiation site and in the propagation zone is softer (Fig. 4-4). Since the lip defect is about the same size for both welding conditions, the stress concentration is similar for both cases. The lower fatigue strength obtained for welding condition D may be attributed to easier crack initiation and propagation in the softer material at the root of the defect.

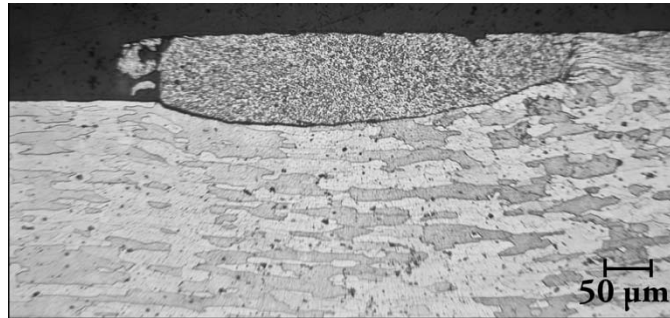


Figure 4-10: Lateral lip on the retreating side of a weld produced with welding condition C

Fractographic observations for welding condition E reveal that neither the circular grooves nor the lateral lips are the source of failure (Table 4-4). Five out of eight fractured specimens broke in the joint and cracks initiated at sub-surface defects that are created under hot welding conditions [1]. The high heat input is responsible for the fracture of the three remaining specimens (Table 4-4). These specimens broke in the HAZ, where the most important softening is observed for this particular welding condition (Fig. 4-4).

## 4.7 Discussion

The fatigue strengths at  $10^5$  and  $10^7$  cycles to fracture for the five welding conditions are compared with that of the base material in Table 4-5. These results show that the fatigue strength

decreases when the welding pitch increases. The joints obtained with welding conditions A and B failed because of the circular grooves left by the tool. For both welding conditions, the fatigue joint efficiency is slightly lower at low stress amplitude ( $N = 10^7$  cycles to failure), i.e. the circular grooves are more detrimental in this case. This is in agreement with the fact that notch sensitivity is more important at low stress amplitude.

Table 4-5: Fatigue strength and joint efficiency for  $N = 10^5$  and  $10^7$  cycles to fracture.

Welding condition	k (mm/rev)	$\sigma_f$ , Welded Joint (MPa)		Fatigue joint efficiency (%)	
		$10^5$ cycles	$10^7$ cycles	$10^5$ cycles	$10^7$ cycles
Base Material	-	180	140	-	-
A	1	105	75	58	54
B	0.67	120	85	67	61
C	0.5	135	90	75	64
D	0.5	115	85	64	61
E	0.2	130	115	72	82

For welding conditions C and D the effect of a lateral lip at one edge of the weld surface is more detrimental than the effect of the circular grooves. It is worth noting that welding condition C has the best fatigue strength at  $10^5$  cycles. While the fatigue joint efficiency is greater for welding condition C (75 % vs. 64 %) at high stress amplitude ( $N = 10^5$  cycles to fracture), it is similar for both welding conditions (64 % vs. 61 %) at low stress amplitude ( $N = 10^7$  cycles to fracture) (Table 4-4). The joints obtained with welding condition E have the lowest welding pitch but the highest heat input. The metallurgical weaknesses are less detrimental at low stress amplitude ( $N$

=  $10^7$  cycles), as the fatigue joint efficiency reaches 82 % (vs. 54% for welding condition A). It is noticeable that welding condition E gives the best fatigue strength but the worst tensile yield strength (Table 4-3).

Figure 4-11 presents the fatigue strength at  $10^7$  cycles to failure as a function of the welding pitch for the five welding conditions. The results obtained in the present study show that the fatigue strength of sound friction stir welds, i.e. without any LOP defect and any superficial defects such as a lateral lip, is driven by a competition between two fatigue mechanisms for which the resistance of the welded joint depends on the welding pitch. The first mechanism is crack initiation and propagation at the bottom of the circular grooves left on the weld surface (welding conditions A and B). The fatigue strength decreases with increasing welding pitch, because the size and the depth of the grooves increase. The cold side boundary of the operating window has not been reached in the present study. For a welding pitch beyond this boundary, the fatigue strength should be controlled by internal defects such as wormholes.

The second mechanism is crack initiation at locations where the base material or the weld are weakened by the heat input. The joint resistance to this mechanism is lower, i.e. the mechanism is easier, as the welding pitch decreases. A large heat input increases the softening in the HAZ (welding condition E). In this case, the metallurgical weakness (HAZ softening) is larger than the mechanical one (circular grooves) that should vanish at low welding pitch. A large heat input can also result in crack initiation from sub-surface defects. Welding condition E is in the proximity of the hot side boundary of the operating window (Fig. 4-11).

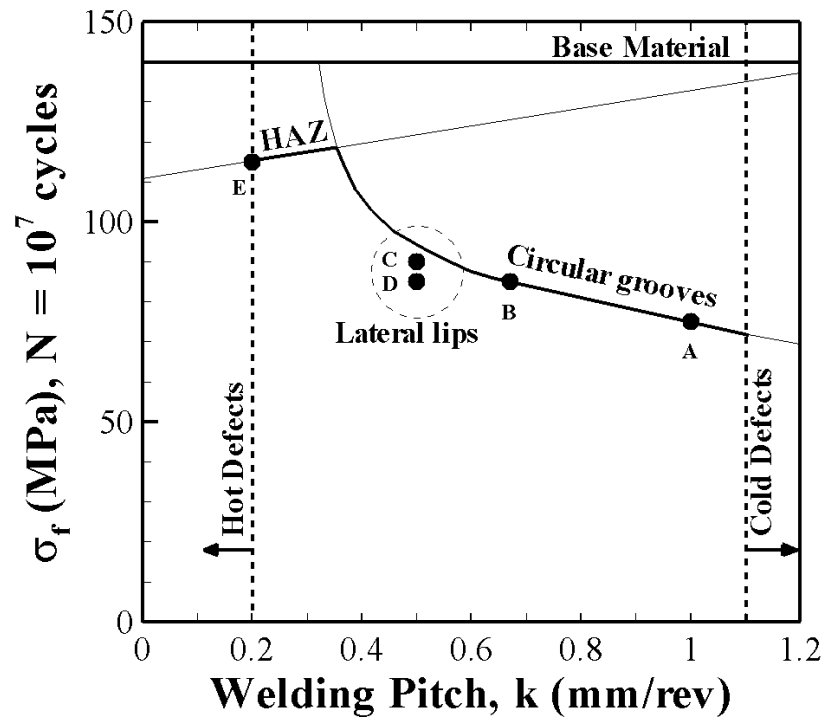


Figure 4-11: Schematic representation of the effect of the welding pitch on crack initiation sites and fatigue strength

For an intermediate value of the welding pitch ( $k = 0.5$  mm/rev), a third failure mechanism was observed. Crack initiation at the root of lateral lips formed on the edges of the weld surface also affects the fatigue strength of FSW joints (welding conditions C and D). It is possible that these lips can be avoided by further optimization of the vertical force  $F_z$ , since this process parameter has an effect on the size of side flashes (see section on welding conditions). If the lateral lips can be avoided, it is believed that the failure would be caused by either the circular grooves or the HAZ softening. The fatigue strength would be increased.

## 4.8 Conclusions

The effects of the advancing speed and the rotational speed on the microstructure and the mechanical properties of friction stir welded AA 7075-T6 sheets were studied. The fatigue strengths of sound joints made in five velocity conditions were measured and the results were compared to tensile testing results. The relationship between the welding pitch and the fatigue strength of FSW joints was analyzed using micrographs, microhardness maps and fractographic observations.

The fatigue strength of FSW joints is determined by a competition between two failure mechanisms that are related to the welding pitch. First, fatigue cracks can initiate at the root of circular grooves left at the weld surface by the tool. These circular grooves are the most detrimental failure mechanism for a high welding pitch as their size increases with increasing pitch. The average fatigue joint efficiency is the lowest (less than 60 %) when this mechanical weakness is responsible for the failure.

The second mechanism is crack initiation at locations where the base material or the weld are weakened by the heat input. The important material softening in the heat affected zone and/or the presence of sub-surface defects caused by excessive material stirring become the weakest link in the welded joint for a low welding pitch. When the fatigue strength is controlled by this metallurgical weakness only, the highest fatigue joint efficiency is obtained (82 % at low stress amplitude).

The presence of lateral lips at the edges of the weld surface is also detrimental to fatigue strength. These lips, observed for an intermediate welding pitch, can significantly decrease the fatigue strength, as an average joint efficiency of 66 % is measured in this case. It can be expected that lip free joints would exhibit better fatigue strength. A better knowledge of the lip formation mechanism in relation with process parameters would be helpful to optimize the friction stir welding process.

## 4.9 Acknowledgements

The authors wish to acknowledge the National Science and Engineering Research Council (NSERC), the National Research Council of Canada (NRC) and the REGAL research center for their financial support.

## 4.10 References

- [1] Arbegast WJ (2007) Application of Friction Stir Welding and Related Technologies. In: Mishra RS, Mahaney MW, eds. *Friction Stir Welding and Processing*. ASM International, Materials Park, OH, USA, 273-308.
- [2] Nandan, R., Debroy, T., & Bhadeshia, H. K. D. H. (2008). Recent advances in friction stir welding - Process, weldment structure and properties. *Progress in Materials Science*, 53, 980-1023.
- [3] Gemme F, Verreman Y, Jahazi M, Dubourg L (2008) Friction stir welding of 7075 aluminium alloy: Finite element modelling of the dwell phase. *Aerospace Materials and*

*Manufacturing IV: Advances in Processing and Repair of Aerospace Materials, COM2008.* Metallurgical Society of CIM, Winnipeg, Canada.

- [4] Ericsson M, Sandström R (2003) Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG. *International Journal of Fatigue*. **25**: 1379-1387.
- [5] Mishra RS, Ma ZY (2005) Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering R*. **50**: 1-78.
- [6] Barnes JE, McMichael J, Reynolds AP (2006) Effects of friction stir welding defects on 7075 joint strength and fatigue life. *6th International Symposium on Friction Stir Welding*. TWI, St-Sauveur, Canada.
- [7] Dickerson TL, Przydatek J (2003) Fatigue of friction stir welds in aluminium alloys that contain root flaws. *International Journal of Fatigue*. **25**: 1399-1409.
- [8] Cirello A, Buffa G, Fratini L, Pasta S (2006) AA6082-T6 friction stir welded joints fatigue resistance: influence of process parameters Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part B: Journal of Engineering Manufacture. 220: 805-811.
- [9] Fratini L, Pasta S (2006) Fatigue resistance of AA2024-T4 friction stir welding joints: influence of process parameters. *Fatigue 2006: 9th International Fatigue Congress*. Elsevier, Atlanta, USA.
- [10] Gemme F., Verreman Y, Dubourg L, Jahazi M (2010) Numerical analysis of the dwell phase in friction stir welding and comparison with experimental data. *Material Science and Engineering A*. doi:[10.1016/j.msea.2010.03.026](https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.03.026).

- [11] Dubourg L, Gagnon F-O, Nadeau F, St-Georges L, Jahazi M (2006) Process window optimization for FSW of thin and thick sheet Al alloys using statistical methods. *6th International Friction Stir Welding Symposium*. TWI, St-Sauveur, Canada.
- [12] Kim YG, Fujii H, Tsumura T, Komazaki T, Nakata K (2006) Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy. *Materials Science and Engineering A*. **415**: 250-254.
- [13] Cavaliere P, Squillace A, Panella F (2008) Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6082 joints produced by friction stir welding. *Journal of Material Processing Technology*. **200**: 364-372.
- [14] James MN, Bradley GR, Lombard H, Hattingh DG (2005) The relationship between process mechanisms and crack paths in friction stir welded 5083-H321 and 5383-H321 aluminium alloys. *Fatigue and Fracture Engineering in Materials and Structures*. **28**: 245-256.
- [15] Jata KV, Sankaran KK, Ruschau JJ (2000) Friction-stir welding effects on microstructure and fatigue of aluminium alloy 7050-T7451. *Metallurgical and Materials Transactions A*. **31A**: 2181-2192.
- [16] Starink MJ, Deschamps A, Wang SC (2008) The strength of friction stir welded and friction stir processed aluminium alloys. *Scripta Materialia*. **58**: 377-382.
- [17] Genevois C, Deschamps A, Vacher P (2006) Comparative study on local and global mechanical properties of 2024 T351, 2024 T6 and 5251 O friction stir welds. *Materials Science and Engineering A*. **415**: 162-170.



## **CHAPITRE 5 DISCUSSION GÉNÉRALE**

Cette thèse consacrée à l'étude de l'histoire thermomécanique de l'alliage 7075-T6 soudé par frottement-malaxage, de la microstructure résultante et des propriétés mécaniques de joints soudés, été réalisée en deux temps. D'abord, le développement d'un modèle numérique a permis d'étudier les phénomènes thermomécaniques durant la phase d'attente du FSW et de comprendre l'influence de ces phénomènes sur la microstructure du joint soudé et sur la forme du noyau. Les résultats de cette démarche ont été exposés au chapitre 3. Ensuite, une évaluation de la microstructure et des propriétés mécaniques a été réalisée pour plusieurs conditions de soudage. Les résultats, présentés au chapitre 4, ont été interprétés en analysant l'effet de l'énergie de soudage sur la microstructure et en effectuant une étude fractographique pour identifier les défauts responsables de la rupture en fatigue. Dans le présent chapitre, l'ensemble des résultats obtenus dans ce projet de recherche feront l'objet d'une discussion et l'atteinte des objectifs du projet sera démontrée.

### **5.1 Histoire thermomécanique du matériau soudé**

L'intérêt du développement d'un modèle numérique pour simuler un procédé de soudage ou de mise en forme est de pouvoir déterminer quantitativement, par un calcul, l'impact des paramètres de soudage sur l'histoire thermomécanique du matériau. Cette approche peut s'avérer particulièrement utile lorsqu'elle permet d'obtenir des résultats qui sont difficiles, voire impossibles à obtenir par l'expérience. Dans le cas des procédés de soudage, les cycles de température peuvent être mesurés, mais il est difficile, dans le cas de tôles minces, d'évaluer précisément les gradients de température dans l'épaisseur. En mise en forme, la déformation plastique généralisée constitue un résultat indispensable pour interpréter certaines transformations microstructurales, mais la mesure de ces grandes déformations ne peut être faite directement. Ainsi, l'étude du soudage par frottement-malaxage, un procédé de soudage au cours duquel une déformation plastique importante se produit, nécessite l'utilisation de la modélisation numérique. Les phénomènes physiques qui se produisent lors du FSW peuvent être divisés en trois catégories : mécaniques, thermiques et métallurgiques.

### 5.1.1 Phénomènes mécaniques

Les deux phénomènes mécaniques en jeu sont le frottement à l'interface entre l'outil et les pièces soudées et la déformation plastique du matériau. D'abord, le contact de l'outil en rotation avec le matériau génère du frottement. Le frottement est caractérisé par une contrainte de cisaillement à l'interface, dont l'ampleur dépend du coefficient de frottement  $\alpha$ . Ce cisaillement a deux effets : il induit un phénomène mécanique, la déformation plastique du matériau qui est entraîné par l'outil, et, si le contact est glissant, un phénomène thermique, la création de chaleur par le frottement. La déformation plastique est importante dans la région située sous l'outil. Elle est due à l'entraînement du matériau dans un mouvement de rotation sous l'effet du frottement à l'interface. L'ampleur de la déformation plastique dépend de la condition de contact à l'interface entre l'outil et le matériau. Plus le frottement est fort, plus la déformation plastique est grande et profonde. Par exemple, un contact collant produit une déformation plastique d'environ 20 par tour de l'outil, alors qu'un contact avec glissement où  $\alpha = 0.7$  produit une déformation plastique dix fois plus petite. La déformation plastique engendre elle aussi un phénomène thermique en dissipant de la chaleur. La quantité de chaleur créée par la déformation plastique dépend de la température du matériau : plus la température est élevée, moins la contrainte d'écoulement du matériau est importante. La puissance de déformation plastique diminue donc au fur et à mesure que le matériau s'échauffe.

### 5.1.2 Phénomènes thermiques

Deux phénomènes thermiques se produisent lors du FSW : la création et la conduction de la chaleur. Il y a d'abord une source de chaleur surfacique due au frottement à l'interface et une source volumique due à la déformation plastique du matériau. La répartition de la création de la chaleur entre ces deux sources dépend de la condition de contact entre l'outil et le matériau. En effet, pour un contact presque collant, la chaleur est principalement générée par la déformation plastique du matériau. Au contraire, pour un contact glissant, une plus forte proportion de chaleur est créée par le frottement.

La chaleur créée est évacuée du joint principalement par conduction. La conduction de la chaleur dépend de deux variables. Premièrement, elle dépend de la conductivité thermique du matériau soudé. L'aluminium est caractérisé par une grande conductivité thermique, ce qui contribue à évacuer rapidement la chaleur créée. En second lieu, la chaleur est évacuée dans les objets en contact avec les pièces soudées. L'ampleur du transfert thermique dépend de la résistance des interfaces aux transferts thermiques, c'est-à-dire du coefficient de transfert de chaleur  $h$ , et de la différence de température entre les deux corps en contact (équation 1.19). Le FSW est réalisé en déposant les pièces soudées sur une surface rigide, généralement en acier. Ce support inférieur de grande taille est un puits thermique. La chaleur est aussi évacuée dans l'outil de soudage.

### 5.1.3 Phénomènes métallurgiques

La combinaison des phénomènes mécaniques et thermiques, qui sont interdépendants, mène à des phénomènes métallurgiques qui entraînent une modification de la microstructure du matériau et de ses propriétés. Le premier phénomène métallurgique est la modification de l'état de précipitation du matériau. Le second est la recristallisation du matériau.

L'alliage 7075 est caractérisé, à l'état T6, par la présence de petits précipités métastables qui durcissent le matériau. L'état de précipitation est modifié lors de l'élévation de température durant le soudage. Dans les zones atteignant les températures les plus élevées, les précipités subissent d'abord une remise en solution dans la matrice. Lors du refroidissement les précipités évoluent vers l'état d'équilibre, ce qui diminue la dureté finale du matériau en-dessous de celle du métal de base, mais les précipités reprennent plutôt une forme métastable, au cours d'un vieillissement naturel, produisant un durcissement qui s'accroît lentement avec le temps. Il est possible que le vieillissement naturel modifie le profil de dureté sur une période pouvant aller jusqu'à plusieurs mois. Dans les zones plus éloignées, où la température atteinte lors du soudage est moins élevée, les précipités ne sont pas dissous. Sous l'effet de la chaleur, ils ont plutôt tendance à grossir et à perdre leur cohérence avec la matrice. La dureté du matériau dans ces régions est donc plus faible que dans le métal de base. L'ensemble de ces phénomènes produit un profil de dureté en forme de « W ».

D'autre part, une recristallisation dynamique se produit sous l'effet combiné d'une température élevée et de la déformation plastique. La déformation plastique provoque une multiplication des dislocations dans le matériau. À température élevée, ces dislocations montrent une forte tendance à migrer pour former des sous-joints de grain, qui donnent ensuite naissance à de nouveaux grains plus petits et équiaxes. Lors du FSW, la déformation plastique est si importante que plusieurs recristallisations successives peuvent se produire (Mishra et Ma, 2005). La taille des grains diminue à chaque « cycle » de recristallisation. La taille finale des grains témoigne donc indirectement de la quantité de déformation plastique subie par le matériau.

## **5.2 Modélisation de l'histoire thermomécanique à l'aide d'un modèle par éléments finis**

Le modèle développé dans le cadre de cette thèse a été conçu à l'aide d'un code d'éléments finis basé sur une formulation lagrangienne réactualisée, qui permet le calcul direct de la déformation plastique généralisée subie par le matériau (intégration temporelle de la vitesse de déformation sur chaque point matériel en mouvement). Le logiciel permet également de prendre en compte le couplage thermomécanique : à chaque incrément de temps, le calcul mécanique est réalisé à partir des champs de température réactualisés, puis ces derniers sont recalculés en prenant en compte la quantité de chaleur créée par la déformation plastique et le frottement. Dans le but de reproduire adéquatement ce couplage, la première étape de la démarche de modélisation a été d'étudier l'impact de la contrainte d'écoulement sur la création de la chaleur et celui du coefficient de transfert de chaleur sur la conduction de la chaleur. Pour ce faire, un contact collant a été utilisé.

### **5.2.1 Variation du couple durant la phase d'attente**

Le modèle a été utilisé pour calculer l'histoire thermomécanique pendant une période de 1 s de phase d'attente, durant laquelle seul un mouvement de rotation est induit au matériau par l'outil. Le couple calculé a été comparé au couple mesuré expérimentalement et, après ajustement de la contrainte d'écoulement et du coefficient de transfert de chaleur, les cartes calculées de

température et de vitesse de déformation ont été comparées à des coupes métallographiques et des cartes de microdureté. La durée d'une seconde choisie est un temps caractéristique : un outil de 10 mm de diamètre qui avance à 10 mm/s reste au-dessus d'un point de la plaque pendant une seconde.

Le couple a été mesuré durant les phases de plongée et d'attente (Figure 3-3). Sa valeur dépend de la température du matériau et du volume déformé. Au début de la plongée, le matériau est froid et sa contrainte d'écoulement est élevée, mais le couple est peu élevé puisque le volume déformé est petit. Lorsque l'épaulement entre en contact avec le matériau, le volume déformé augmente drastiquement et le couple grimpe subitement jusqu'à une valeur maximale. Il diminue ensuite avec le temps à mesure que le matériau s'échauffe, car il est proportionnel à la contrainte d'écoulement qui varie en fonction inverse de la température. La quantité de chaleur créée diminue lorsque la contrainte d'écoulement diminue. Ainsi, la décroissance du couple s'atténue progressivement. Enfin, la distribution de température et donc la valeur du couple évoluent vers des valeurs stationnaires qui sont atteintes lorsqu'un équilibre est obtenu entre la création et la conduction de la chaleur. La vitesse de rotation a un effet important sur la courbe expérimentale du couple. Une vitesse de rotation plus élevée permet de générer une quantité de chaleur plus importante. La température du matériau étant plus élevée, sa contrainte d'écoulement est plus faible, ce qui mène à un couple plus faible durant toute la phase d'attente (Figure 3-10).

### **5.2.2 Influence des paramètres de la loi de comportement**

Plusieurs formulations permettent de décrire le comportement d'un matériau, c'est-à-dire la relation entre la contrainte d'écoulement du matériau et la température, la déformation et la vitesse de déformation. Pour une formulation donnée, les paramètres du matériau doivent être déterminés pour reproduire adéquatement son comportement. Tel que montré au chapitre 3, il n'existe pas de consensus quant à la variation de la contrainte d'écoulement de l'alliage d'aluminium 7075 avec la température, pour une vitesse de déformation donnée. Pour cette raison, les paramètres de la loi de comportement ont été identifiés en ajustant le couple calculé sur le couple mesuré expérimentalement.

La loi de comportement utilisée est celle de Norton-Hoff (équations 1.28 et 1.29). Les paramètres ajustables de cette loi sont les indices de sensibilité à la déformation ( $n$ ) et à la vitesse de déformation ( $m$ ), la consistance viscoplastique  $K_0$ , le paramètre de dépendance en température  $\beta$  et une constante  $\varepsilon_0$ . Pour le cas étudié, les valeurs de  $n$  et  $\varepsilon_0$  ont été fixées à 0 puisque la déformation se produit principalement à chaud. Pour simplifier le calcul, un matériau parfaitement plastique ( $m = 0$ ) a été utilisé. Ces hypothèses ont permis d'évaluer l'effet des paramètres  $K_0$  et  $\beta$ , dont l'ordre de grandeur n'est pas connu.

Pour une valeur donnée de  $\beta$ , une augmentation du paramètre  $K_0$  augmente le couple puisque la contrainte d'écoulement est plus élevée. De plus, une telle augmentation modifie la température du matériau. En effet, lorsque la contrainte d'écoulement est élevée, la quantité de chaleur créée par la déformation plastique est plus grande. Le matériau s'échauffe alors plus vite, ce qui a pour effet de réduire la contrainte d'écoulement. Ce couplage fait en sorte que le couple n'est pas directement proportionnel à  $K_0$ . Toutefois, la valeur de  $K_0$  peut être ajustée pour reproduire la courbe expérimentale de manière assez satisfaisante. Des calculs réalisés avec différentes valeurs du paramètre de dépendance en température  $\beta$  ont montré que la façon dont le couple évolue avec le temps est peu sensible à ce paramètre. Une valeur de 800 K a été utilisée pour l'ensemble des calculs.

### 5.2.3 Influence du coefficient de transfert de chaleur

L'effet du coefficient de transfert de chaleur  $h$  a été étudié en utilisant des valeurs constantes de  $K_0$  et  $\beta$  (Figure 3-8). Les calculs effectués montrent qu'un coefficient de transfert de chaleur élevé se traduit par un couple élevé car la chaleur est évacuée rapidement du matériau. La contrainte d'écoulement reste alors relativement élevée. En outre, l'évacuation rapide de la chaleur raccourcit le temps nécessaire pour atteindre l'équilibre thermique. Au contraire, le temps nécessaire pour que le couple se stabilise est plus long pour un coefficient de transfert de chaleur plus faible. La courbe expérimentale du couple montre qu'en phase d'attente, une valeur stable

n'est obtenue qu'après plusieurs secondes (Figure 2-1). Cela indique que le coefficient de transfert de chaleur a une valeur relativement basse.

#### 5.2.4 Valeurs optimisées des paramètres ajustables

L'analyse a montré qu'il est possible de reproduire le couple expérimental en utilisant plusieurs combinaisons différentes des paramètres  $K_0$  et  $h$ . L'étude des cartes de température obtenue après une seconde de phase d'attente pour trois combinaisons de ces paramètres a permis d'évaluer leur valeur avec plus d'exactitude, pour une vitesse de rotation donnée. Les paramètres optimisés sont les suivants :  $K_0 = 15$  MPa,  $\beta = 800$  K et  $h = 10000$  W/m<sup>2</sup>K. Le Tableau 5-1 permet de comparer les valeurs de la contrainte d'écoulement pour les différentes sources consultées avec les valeurs tirées de la relation calibrée dans ce travail pour trois températures d'intérêt.

Tableau 5-1: Valeurs de la contrainte d'écoulement de l'aluminium 7075 à différentes températures ( $\dot{\epsilon} = 100$  s<sup>-1</sup>,  $\epsilon = 10$ ).

Source	Type de travaux	$\sigma_0$ (MPa)		
		T = 350 °C	T = 400 °C	T = 450 °C
(Sheppard et Jackson, 1997)	Mesures expérimentales	155	127	104
(Rule et Jones, 1998)	Mesures expérimentales	297	181	64
(Lee, Sue et al., 2000)	Mesures expérimentales	184	106	28
(Buffa, Hua et al., 2006)	Modélisation	28	22	17
(Fourment, Guerdoux et al., 2004)	Modélisation	210	165	130
Ce travail	Modélisation	102	92	85

Les valeurs de  $\sigma_0$  dans le présent travail se situent dans la moyenne des données disponibles à 450 °C, mais elles n'augmentent guère quand la température diminue. En d'autres termes, la variation de  $\sigma_0$  avec la température est faible en comparaison avec les autres données. Le choix de la loi d'écoulement et les valeurs numériques de ses paramètres mériteraient d'être revisités lors d'une prochaine étude, d'autant plus que l'effet de la force verticale n'a pas été pris en compte.

La valeur du coefficient de transfert de chaleur retenue dans ce travail ( $h = 10000 \text{ W/m}^2\text{K}$ ) peut paraître élevée. Cependant, il faut tenir compte de la force verticale exercée par l'outil qui augmente probablement l'intimité des surfaces en contact. Des valeurs supérieures, de l'ordre de  $20000 \text{ W/m}^2\text{K}$ , sont utilisées en forgeage à chaud de pièces d'aluminium où la pression exercée par l'outil sur le matériau est très grande.

### **5.2.5 Effet de la vitesse de rotation de l'outil**

Le modèle numérique a été utilisé pour calculer l'histoire thermomécanique et le couple appliqué par l'outil pour deux vitesses de rotation, soit 600 et 1200 rpm. L'optimisation de la combinaison des paramètres  $K_0$  et  $h$  a été réalisée pour une vitesse de 600 rpm. Toutefois, cette combinaison de paramètres ne permet pas de reproduire le couple expérimental à 1200 rpm (Figure 5-1). Dans ce cas, le couple calculé est systématiquement trop élevé par rapport à la courbe expérimentale correspondante. L'augmentation du paramètre  $\beta$  a peu d'effet sur ce résultat. De plus, le passage d'un comportement parfaitement plastique ( $m = 0$ ) à un comportement viscoplastique ( $m = 0,15$ ), permettant de tenir compte de la vitesse de déformation, n'a pu corriger la situation, comme le montre la Figure 5-1. Un comportement viscoplastique tend à remonter les courbes puisque la contrainte d'écoulement dépend de la vitesse de déformation qui est relativement grande. Par contre, l'écart entre les courbes reste semblable.



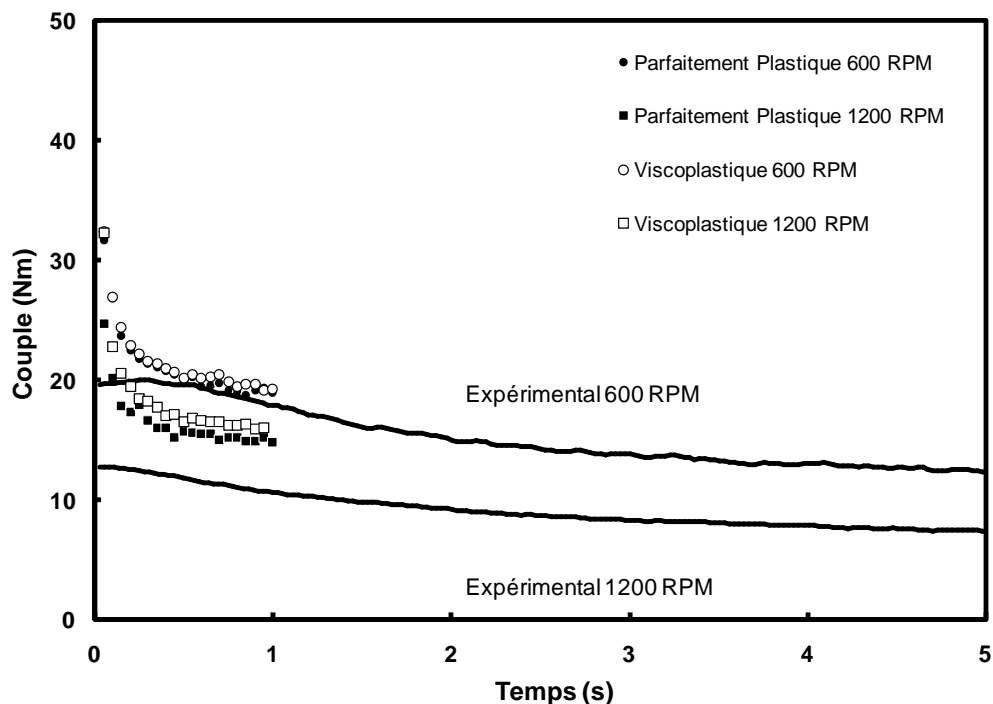


Figure 5-1: Variation du couple durant la phase d'attente: comparaison d'un comportement parfaitement plastique et d'un comportement viscoplastique.

### 5.2.6 Influence de la condition de contact

Les effets des paramètres de la contrainte d'écoulement et du coefficient de transfert de chaleur ont été évalués pour un contact collant à l'interface entre l'outil et le matériau soudé. Cette hypothèse était valable dans la mesure où l'ordre de grandeur de ces paramètres était recherché. Le modèle a ensuite été utilisé pour calculer l'histoire thermomécanique pour un contact glissant avec différentes valeurs du coefficient de frottement  $\alpha$ , afin de comprendre les mécanismes de création de chaleur par le frottement et la déformation plastique et en quantifier les parts relatives en fonction de la vitesse de rotation. Une rhéologie viscoplastique a été utilisée dans ce cas, autant pour la loi de frottement que pour le comportement du matériau. Ce choix a été nécessaire pour pouvoir reproduire le frottement en l'absence d'une force verticale appliquée.

Le Tableau 5-2 montre comment évolue la vitesse de déformation en fonction du coefficient de frottement, à la surface de la pièce soudée et à la mi-épaisseur de cette dernière. Toutes les

valeurs sont obtenues à un rayon situé à mi-distance des parois verticales de l'épaulement et du pion. Ces calculs montrent que le coefficient de frottement affecte l'amplitude et la distribution de la déformation plastique dans le matériau. En effet, l'intensité de la déformation plastique augmente lorsque le coefficient de frottement augmente. La profondeur jusqu'à laquelle elle se produit dans la plaque augmente également.

Tableau 5-2: Valeurs moyennes de la vitesse de déformation en deux points sous l'outil pour différentes conditions de frottement ( $\omega = 600$  rpm).

Condition de contact	$\dot{\epsilon}_{MOYEN} (s^{-1})$	
	Surface	Mi-épaisseur
$\alpha = 0,4$	3,6	0,4
$\alpha = 0,7$	27	7,5
$\alpha = 1,0$	50	27
Contact collant	92	50

D'autre part, les calculs montrent que le couple et la puissance totale diminuent avec le coefficient de frottement, comme le montre la Figure 5-2. Cela s'explique par la forte diminution de la puissance de déformation plastique lorsque  $\alpha$  diminue, alors que la puissance de frottement atteint une valeur maximale pour  $\alpha = 0,7$  environ. Pour un coefficient de frottement inférieur, la puissance de frottement est largement supérieure à la puissance de déformation plastique, mais n'est pas assez importante pour avoir une grande puissance de soudage.

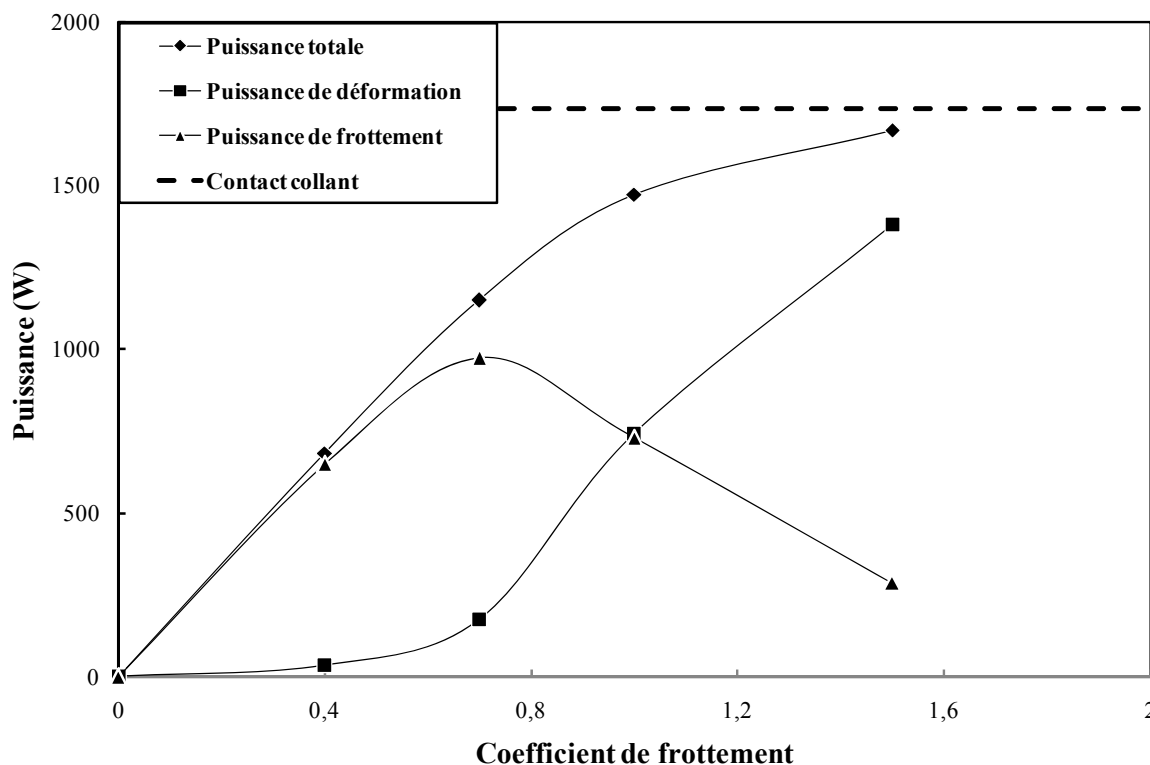


Figure 5-2: Variation de la puissance totale, de la puissance de déformation et de la puissance de frottement avec le coefficient de frottement ( $\omega = 1200$  rpm).

Dans l'hypothèse d'un contact collant à 600 rpm, les calculs ont montré qu'un contact glissant avec un coefficient de frottement égal à 0,75 permet de reproduire le couple expérimental pour une vitesse de rotation de 1200 rpm (Tableau 3-2). Un tel changement du coefficient de frottement modifie les proportions entre les puissances de déformation plastique et de frottement. Alors que toute la chaleur est produite par la déformation plastique pour un contact collant, seulement 20 % de la chaleur est créée de cette façon lorsque  $\alpha = 0,75$ . La variation de la condition de contact a un effet important sur l'énergie de soudage et sur les phénomènes métallurgiques se produisant au sein du matériau soudé.

### 5.3 Effets de la condition de contact outil/matériau sur la microstructure du joint

L'observation de la microstructure du joint, autant après une phase d'attente de 1 s (Figure 3-4, Figure 3-5) que suite à la phase d'avance lors du soudage de joints destinés aux essais mécaniques (Figure 4-3), montre une caractéristique importante du noyau. En effet, le noyau obtenu avec une vitesse de rotation plus élevée (1200 rpm) a une forme « concave », c'est-à-dire une forme qui tend à suivre le profil de l'outil (Figure 5-3a)). Au contraire, le noyau obtenu avec une vitesse de rotation plus basse (600 rpm) a une forme « convexe », c'est-à-dire plus bombée vers le bas et l'extérieur du joint (Figure 5-3b)). Cette observation montre que les conditions qui conduisent à la recristallisation et donc à la formation de la zone qu'on appelle le noyau, ne sont pas atteintes dans un même volume lorsque la vitesse de rotation change. Les résultats issus de la modélisation du procédé permettent d'expliquer ce phénomène.

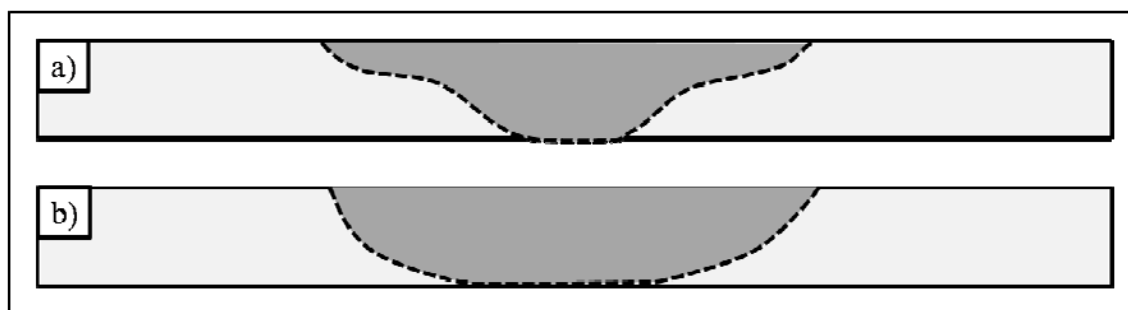


Figure 5-3: Illustration schématique de la forme du noyau: a) forme concave; b) forme convexe.

La recristallisation dynamique d'un alliage d'aluminium se produit en mise en forme à chaud avec la combinaison d'une température suffisamment élevée et d'une déformation suffisamment importante. Ces conditions sont atteintes lors du FSW en raison de l'intensité de la déformation plastique et de l'échauffement local très important. Une forme de noyau différente montre que le volume pour lequel la combinaison critique de température et de déformation change lorsque la vitesse de rotation change. Ceci est probablement dû au fait que la condition de contact change avec la vitesse de rotation, tel qu'expliqué ci-dessous.

Lorsque la vitesse de rotation augmente, le coefficient de frottement diminue. Dans ce cas, la proportion de chaleur qui est produite par le frottement augmente, ce qui favorise davantage la localisation de la déformation près de l'outil. Le volume déformé prend dans ce cas une forme concave. Par ailleurs, la puissance totale est plus importante à haute vitesse de rotation (Table 4-2). Le matériau du joint dans son ensemble atteint alors une température plus élevée. Dans ces conditions, la faisabilité de la recristallisation est limitée par la déformation plastique. La forme du noyau est donc déterminée par la carte des vitesses de déformation qui a une forme concave (Figure 3-11). C'est pourquoi une vitesse de rotation plus élevée mène à un noyau de forme concave.

Lorsque la vitesse de rotation est plus basse, le frottement à l'interface est plus fort et le matériau est plus facilement entraîné par l'outil. Dans un tel cas, la déformation plastique est plus intense dans l'ensemble et atteint une profondeur plus grande. Par contre, la puissance totale diminue (Tableau 3-2) et les températures atteintes dans l'ensemble du matériau sont moins élevées. Dans ce cas, la faisabilité de la recristallisation est contrôlée par la température. Les isothermes ont une forme arrondie dont les frontières sont perpendiculaires au sens de propagation de la chaleur, menant à un noyau convexe. La température est faible au début de la phase d'attente mais augmente rapidement par la suite. Dans ce cas, le noyau évolue d'une forme concave à une forme convexe dont le volume est de plus en plus important (Figure 3-4).

Une analyse de la taille des grains appuie ces conclusions. Les grains recristallisés du noyau obtenu à 600 rpm (Figure 5-4a)) sont environ deux fois plus petits que ceux obtenus à 1200 rpm (Figure 5-4b)). En effet, la taille des grains diminue lorsque la vitesse de rotation diminue. Lorsque la vitesse de déformation est plus importante, la déformation cumulée après un temps donné est plus grande et la recristallisation plus intense résulte en une plus petite taille des grains.

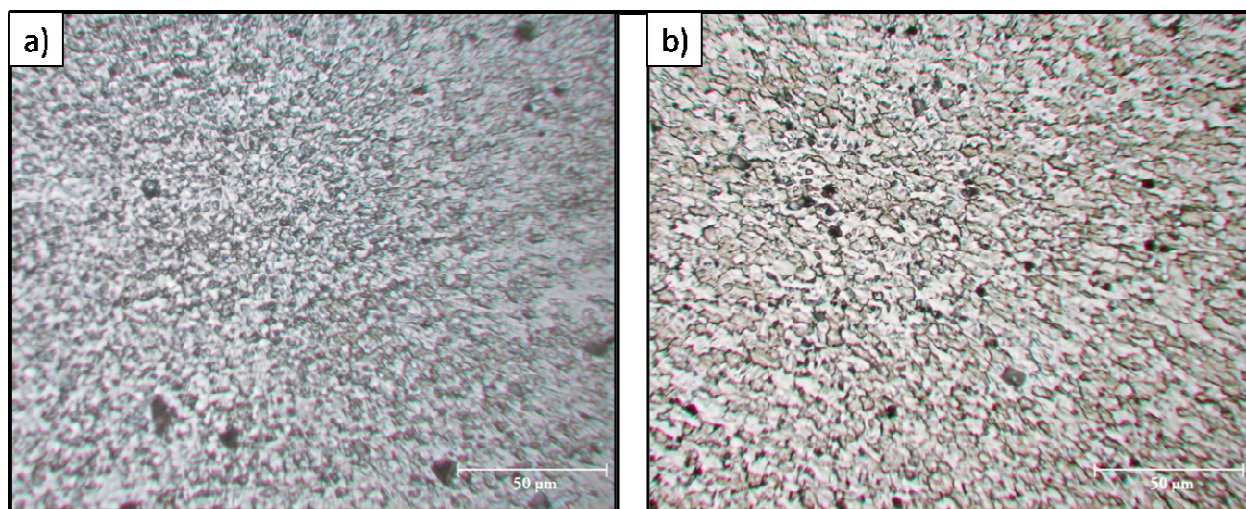


Figure 5-4: Micrographie du noyau (500X) :a) pour  $\omega = 600$  rpm ( $d \approx 2 \mu\text{m}$ ); b) pour  $\omega = 1200$  rpm ( $d \approx 4 \mu\text{m}$ )

## 5.4 Discussion sur l'ensemble de la démarche de modélisation

La démarche de modélisation numérique mise en œuvre dans le cadre de ce travail de recherche a permis de mieux comprendre les liens qui existent entre les paramètres de soudage, l'histoire thermomécanique imposée au matériau et la microstructure du joint soudé. Ces liens ont été étudiés et analysés au moyen d'un modèle théorique visant à représenter numériquement les phénomènes thermiques et mécaniques se produisant au cours de la phase d'attente du procédé FSW. Ce modèle a été calibré à l'aide de données expérimentales de référence.

D'abord, le modèle a permis de comprendre les phénomènes thermomécaniques qui se produisent lors du soudage. L'enregistrement expérimental du couple mesuré à 600 rpm a permis de faire une calibration approximative de la consistance viscoplastique du matériau et du coefficient de transfert de chaleur à l'interface entre les pièces soudées et les objets en contact. Les valeurs calibrées permettent d'obtenir un profil de température physiquement acceptable sous l'outil, c'est-à-dire que les températures calculées sont suffisamment élevées pour induire les phénomènes métallurgiques (dissolution et croissance des précipités, recristallisation dynamique) mais inférieures à la température du solidus de l'alliage.

L'impossibilité de reproduire le couple à deux vitesses de rotation (600 et 1200 rpm) par un ajustement plus précis des paramètres de la contrainte d'écoulement et du coefficient de transfert de chaleur a mené à l'étude de la condition de contact à l'interface entre l'outil de soudage et le matériau soudé. Cette étude a permis de quantifier les quantités de chaleur créées par la déformation plastique (source volumique) et par le frottement (source surfacique) en fonction du coefficient de frottement. Par comparaison avec les puissances mesurées expérimentalement, il a été mis en évidence que le coefficient de frottement dépend de la vitesse de rotation. Enfin, l'influence de la vitesse de rotation sur la microstructure du joint a pu être interprétée par la variation du coefficient de frottement.

Pourquoi le contact est-il plus « glissant » lorsque la vitesse de rotation augmente? Les travaux actuels ne permettent pas de fournir une réponse exacte à cette question. Il est possible que le frottement plus faible à l'interface soit attribuable à une force verticale plus faible. Pour une vitesse de rotation plus basse, le matériau plus froid est en mesure de fournir une force de réaction plus importante. Si la loi de frottement de Coulomb est respectée, une force verticale plus grande se traduit par un cisaillement plus important à l'interface.

La démarche de modélisation et ses conclusions ont été utiles pour interpréter les résultats de la caractérisation mécanique. Par exemple, la forme du noyau dépend de la vitesse de rotation à cause de la condition de contact. La nature du contact influence aussi l'énergie de soudage, dont l'effet sur la résistance en fatigue a été démontré au chapitre 4. Enfin, la nature du contact à l'interface outil/matériau peut favoriser la présence de certains défauts. Par exemple, un contact trop glissant diminue la profondeur de la déformation plastique, ce qui peut induire un manque de pénétration et provoquer une rupture prématurée en fatigue.

Les calculs effectués ont été limités à la phase d'attente pour laquelle seul un mouvement de rotation est effectué. Les raisons de cette limitation ont été expliquées au Chapitre 2. D'autre part, le nombre de simulations a dû être limité à cause du temps de calcul. L'utilisation d'un ordinateur

personnel de puissance moyenne (processeur de 1.86 GHz, mémoire vive de 1.5 gigaoctet) a permis de faire l'intégration temporelle de la solution thermomécanique en environ 1 heure par tour de l'outil. Le temps du calcul et des remaillages se compte en jours pour chaque seconde de révolution de l'outil. Ce problème pourrait être contourné de deux façons : d'une part, une station de travail avec multiprocesseurs pourrait être utilisée pour mettre en œuvre la version parallèle de FORGE; un autre moyen serait d'utiliser une option du code qui permet de résoudre les problèmes axisymétriques en deux dimensions tout en ayant une troisième composante de vitesse autour de l'axe de rotation. Pour un temps de calcul donné, travailler en deux dimensions permettrait de faire l'intégration temporelle avec un maillage plus fin pour mieux capter les gradients de déformation et de température. Il n'en demeure pas moins que seules les phases de plongée et d'attente pourraient être étudiées de cette façon.

Une amélioration importante pourrait aussi être apportée au niveau de la représentativité physique du modèle. En effet, il serait très utile de considérer la composante élastique de la déformation du matériau dans les travaux futurs. Une formulation élastique-viscoplastique pourrait être utilisée pour décrire le comportement du matériau afin de reproduire la force verticale exercée par l'outil sur le matériau. Cet aspect est important pour deux raisons. D'abord, cela permettrait de modéliser le frottement à l'interface à l'aide de la loi de Coulomb, dont la représentativité physique est meilleure qu'une loi de frottement viscoplastique. Également, nous avons vu au chapitre 4 que le soudage peut être effectué en contrôlant la force verticale et que cette dernière peut avoir une influence sur les propriétés du joint. L'étude de l'effet de la force verticale durant la phase d'attente permettrait peut-être de mieux comprendre cette influence. La prise en compte de la force verticale dans une prochaine démarche de modélisation apparaît donc incontournable.

## **5.5 Caractérisation microstructurale et mécanique**

Le deuxième volet de ce travail de recherche est de caractériser la microstructure et les propriétés mécaniques de joints soudés afin d'établir les relations entre les paramètres du procédé, la microstructure du joint, incluant la présence de défauts, et ses propriétés mécaniques. Pour ce



faire, des joints soudés de bonne qualité ont été fabriqués, puis ils ont été soumis à des essais de traction et de fatigue. La microstructure du matériau dans le joint et l'état de la surface ont été caractérisées. Une étude fractographique a ensuite permis de déceler les différentes sources de rupture. Dans cette section, les principaux résultats seront discutés et les relations entre la microstructure, les caractéristiques de la surface des joints soudés et leur comportement en fatigue seront établies. Dans un premier temps, les causes de rupture potentielles sont présentées.

### **5.5.1 Causes de rupture en fatigue d'un joint FSW**

La résistance en fatigue d'un joint soudé FSW dépend principalement de trois éléments : sa microstructure, la topographie de sa surface et les défauts de soudage. D'un point de vue microstructural, les travaux réalisés sur le sujet montrent que les principales faiblesses métallurgiques, pour un joint soudé d'aluminium 7075-T6, sont l'adoucissement du matériau dans la zone affectée thermiquement (ZAT) et le fort gradient de taille de grain observé dans la zone affectée thermomécaniquement (ZATM).

L'adoucissement de la ZAT est directement relié à l'énergie de soudage. Plus l'énergie de soudage est grande, plus la température atteint un niveau élevé dans le joint et plus le survieillisement de l'alliage est important. La ZAT est alors plus étendue et la baisse de dureté est plus importante. Le matériau plus mou de la ZAT peut montrer une résistance plus faible à l'amorçage de fissure. Dans un tel cas, la rupture en fatigue a lieu en dehors du joint. D'autre part, la recristallisation qui se produit au centre du joint soudé et qui mène à la formation du noyau introduit un fort gradient de la taille de grain dans la ZATM. Il a été observé au cours de ce travail que la transition devient plus abrupte lorsque la vitesse d'avance augmente. Certains auteurs (Fratini et Pasta, 2006) ont montré qu'une transition abrupte peut devenir le site d'amorçage de fissures en fatigue.

La topographie de la surface du joint soudé exerce une influence sur la résistance en fatigue. C'est d'ailleurs pourquoi on préfère souvent utiliser une technique de parachèvement pour éliminer les effets reliés au fini de surface du joint. Une telle méthodologie présente évidemment

l'avantage d'éliminer les sources surfaciques de rupture, mais elle introduit également une étape de fabrication secondaire qui nuit à la productivité du procédé. Dans le présent travail, des joints bruts de soudage ont été soumis à l'étude afin de quantifier l'influence du fini de surface.

Les rainures superficielles laissées par le passage de l'outil sont un élément topographique important pour la résistance en fatigue. Nous avons vu au chapitre 1 que l'écoulement du matériau autour de l'outil, combiné au mouvement de translation de l'outil, se traduit par le dépôt de couches successives de matériau à l'arrière de l'outil. Ces couches sont confinées dans le joint par l'épaule. Par la combinaison des mouvements de rotation et de translation, l'épaule laisse sur le matériau confiné des traces circulaires dont l'espacement correspond à la distance parcourue durant un tour de l'outil. Ces traces, appelées rainures superficielles, sont plus profondes lorsqu'elles sont plus espacées. Lorsqu'une distance assez importante est franchie à chaque tour de l'outil, la concentration de contrainte causée par les rainures superficielles peut devenir critique pour la résistance en fatigue (Figure 5-5).

Les autres facteurs qui sont importants pour la résistance en fatigue d'un joint soudé FSW sont les défauts de soudage internes. Le plus important est le manque de pénétration, qui survient lorsque l'interface entre les deux pièces à assembler bout à bout n'est pas complètement éliminée car la déformation plastique du malaxage n'atteint pas une profondeur suffisante. Cela peut être provoqué par un pion trop court ou encore par un contact trop glissant à l'interface outil/matériau. La partie de l'interface située à la base du joint n'est pas soudée et provoque une concentration de contraintes sévère qui diminue fortement la résistance en fatigue.

Les bavures latérales sont un autre défaut de soudage. De telles bavures peuvent se produire lorsque l'angle d'inclinaison de l'outil est mal ajusté. La présence de bavures dépend aussi de la force verticale appliquée durant le soudage. Il a été observé qu'une force trop importante induit des bavures latérales puisque le métal confiné a tendance à être éjecté latéralement plutôt que d'être déposé à l'arrière de l'outil (Figure 2-4). D'autre part, une force trop faible induit un autre type de défaut appelé déchirement superficiel (*surface galling*). Dans un tel cas, il est possible que le contact à l'interface entre l'outil et le matériau soit trop faible et que le matériau ne

s'échauffe qu'en surface par le frottement. Il est alors très mou près de la surface, mais pas dans l'épaisseur des pièces. Un fort gradient de déformation est créé entre la partie surfacique du joint, très déformée, et la partie en profondeur, plus stable. Le déchirement superficiel se produit lorsque le cisaillement à l'interface entre ces deux zones provoque un décollement de la surface. Cet aspect pourrait être étudié davantage à l'aide d'un modèle élastique-viscoplastique afin de prendre en compte l'effet de la force verticale appliquée sur la condition de contact à l'interface entre l'outil et le matériau soudé. Cela permettrait ensuite de mieux définir le lien entre la force verticale appliquée et la formation du déchirement superficiel.

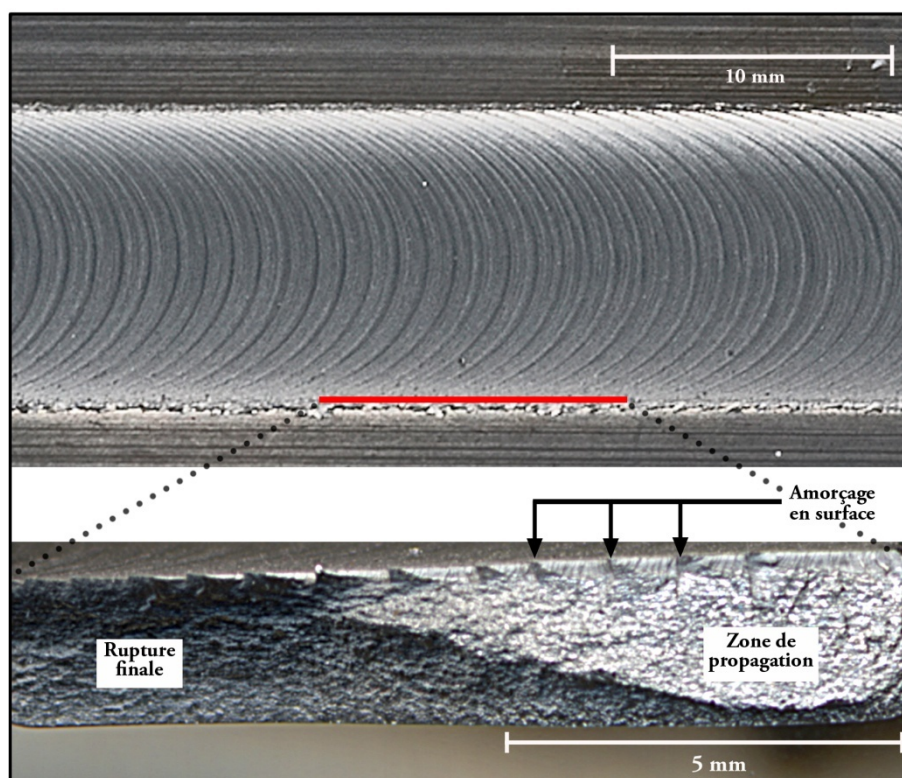


Figure 5-5: Amorçage de fissures de fatigue au fond des rainures superficielles laissées par l'outil ( $\omega = 600$  rpm,  $v = 10$  mm/s).

Enfin, d'autres défauts peuvent apparaître lorsque l'énergie de soudage est trop faible ou trop forte. Pour les soudures trop froides, le matériau est difficile à déformer et le sillon formé par l'outil, habituellement refermé par la déposition successive de couches de matériau, ne peut être

complètement rempli. Il en résulte une cavité longitudinale (*whormhole*) qui diminue la résistance mécanique du joint de manière importante (Arbegast, 2007). Pour une soudure trop chaude, des cavités ont été observées à courte distance de la surface. Le mode de formation de ces cavités n'a pu être clairement identifié. Lorsque l'énergie de soudage est élevée, il semble que le matériau très chaud situé près de la surface devienne trop mou pour que sa déposition en couches successives à l'arrière de l'outil se fasse de façon ordonnée. Cela provoquerait la formation de petites cavités internes disposées aléatoirement à courte distance de la surface du joint. Ces cavités sous-surfaciques peuvent devenir le siège d'une concentration de contrainte suffisamment sévère pour provoquer l'amorçage de fissures de fatigue.

## **5.5.2 Fabrication de joints soudés de bonne qualité**

Dans le cadre de la caractérisation microstructurale et mécanique, des joints soudés ont été fabriqués en utilisant la procédure déjà mentionnée au chapitre 2. La procédure de fabrication comprend deux étapes : d'abord, la force verticale appliquée est optimisée, puis la longueur du pion est ajustée pour augmenter la profondeur de pénétration. La mise au point de cette procédure a permis de mettre en évidence certains liens entre les paramètres de soudage et la présence de défauts.

### **5.5.2.1 Optimisation de la force verticale**

L'optimisation de la force verticale nécessite d'effectuer le soudage d'abord en contrôle de position de manière à assurer une pénétration de l'épaulement de 0,2 mm. Une première valeur de la force verticale est mesurée. Ensuite, la force verticale est optimisée de façon à limiter l'apparition de deux types de défaut discutés dans la partie 5.5.1. Une force insuffisante peut provoquer le déchirement de la surface du joint, tandis qu'une force verticale trop importante favorise la présence de bavures. Lors de la compression du matériau, ce dernier est déformé élastiquement. La force de réaction dépend de la profondeur de pénétration de l'outil et elle diminue lorsque la soudure est plus chaude car la limite d'élasticité diminue avec la température.

Le fait de fixer la position verticale rend le contrôle du soudage plus difficile puisque l'outil se déplace sans tenir compte des possibles changements d'épaisseur. Cela peut provoquer une certaine irrégularité de l'aspect du joint. Au contraire, le fait de contrôler la force verticale permet à l'outil de se déplacer très légèrement dans le sens vertical pour accommoder les variations d'épaisseur, ce qui améliore la reproductibilité du soudage.

Deux observations ont été faites à ce sujet durant l'étape d'optimisation de la force verticale. Premièrement, il a été difficile d'établir précisément la valeur optimale. En effet, à l'intérieur d'un certain intervalle ( $\pm 1$  à  $\pm 5$  kN), il a été possible d'obtenir des joints sans déchirement superficiel ni bavures latérales observables à l'œil nu. Il a été montré plus tard que de telles bavures peuvent avoir une taille très réduite (chapitre 4) et être dommageables pour la résistance en fatigue. L'optimisation de la force verticale devrait donc comprendre des observations plus fines du joint soudé au moyen d'un microscope. En second lieu, l'influence de la force verticale sur la présence de défauts a varié d'un ensemble de paramètres à l'autre. En effet, il est plus difficile d'optimiser la force verticale (i.e. d'éviter les défauts) pour les soudures plus chaudes. Celles-ci sont propices à la formation d'un déchirement superficiel, mais aussi à la formation de bavures puisque le matériau plus chaud est éjecté plus facilement sous l'effet de la pression exercée par l'outil.

### **5.5.2.2 Optimisation de la longueur du pion**

La seconde partie de la procédure de fabrication consiste à optimiser la longueur du pion afin d'éviter le manque de pénétration tout en évitant le contact avec le support inférieur. En effet, un pion trop long peut entrer en contact avec le support inférieur et se casser ou encore produire une rainure permanente dans le support inférieur. On a constaté qu'il est plus facile d'éviter le manque de pénétration avec une vitesse de rotation plus faible. La démarche de modélisation permet de comprendre pourquoi il en est ainsi : le frottement plus fort permet de déformer le matériau plus en profondeur. À plus haute vitesse de rotation, la présence de défauts à la racine dépend fortement de la longueur du pion. La vitesse d'avance n'a pas eu d'influence notable sur l'optimisation de la longueur du pion.

Parmi l'ensemble des défauts énumérés, deux d'entre eux peuvent être systématiquement évités à l'aide d'un test de qualité : le manque de pénétration et les cavités longitudinales internes provoquées par une énergie de soudage trop faible. Ces deux défauts peuvent être détectés au moyen d'un test de pliage (Figure 2-5). D'autre part, la taille des bavures latérales peut être contrôlée. Les autres types de défauts ne peuvent être détectés autrement que par des mesures plus élaborées (microdureté, métallographie, rayons X). La sollicitation des joints en fatigue permet de quantifier la sévérité des autres défauts.

### **5.5.3 Effet des paramètres de soudage sur le comportement en fatigue**

Au cours de ce travail de recherche, un intérêt particulier a été porté à l'influence des vitesses de rotation et d'avance sur la résistance en fatigue des joints soudés (Chapitre 4). L'effet de ces deux paramètres peut être interprété en considérant la distance parcourue par tour  $k = v/\omega$  ou l'énergie de soudage des joints FSW.

#### **5.5.3.1 Courbes d'endurance**

Les courbes d'endurance mesurées dans ce travail montrent que la résistance en fatigue peut être améliorée en augmentant la vitesse de rotation pour une vitesse d'avance donnée (Figure 4-5). Cette amélioration est attribuable à la diminution de la taille, et en particulier de la profondeur, des rainures circulaires laissées par l'outil. À faible vitesse de rotation, la distance parcourue par tour est plus grande et les rainures provoquent une importante concentration de contrainte. À grande vitesse de rotation, l'effet des rainures n'est pas le plus dommageable : la rupture résulte majoritairement de l'amorçage de fissures à partir d'une fine bavure latérale.

Une diminution de la vitesse d'avance permet également d'augmenter la résistance en fatigue des joints soudés (Figure 4-6). Cet effet est surprenant puisque la tendance opposée est observée lorsque les joints sont soumis à un essai de traction. À faible vitesse d'avance (1 mm/s), l'énergie de soudage plus importante est plus dommageable pour l'état de précipitation du matériau,

augmente la taille de la ZAT et abaisse davantage la dureté de cette dernière. Ainsi, lorsque l'amorçage se fait aux environs de la ZAT, la résistance en fatigue est réduite de 18% par rapport au métal de base, contre 29 % en traction monotone. Cependant, quand la vitesse d'avance augmente, au lieu d'assister à une augmentation de la résistance en fatigue, celle-ci diminue encore une fois à cause des petits défauts de soudage, soit les bavures latérales à 5 mm/s et rainures circulaires de surface à 10 mm/s.

D'autre part, la résistance en fatigue augmente lorsque la distance parcourue par tour ( $k$ ) diminue. Toutefois, pour une valeur de  $k$  donnée, la résistance en fatigue peut être différente pour deux ensembles de paramètres différents. Une différence significative de résistance en fatigue est observée entre les conditions C et D de soudage (Figure 4-7), alors que la distance parcourue par tour ( $k$ ) est la même dans les deux cas. Pour ces deux conditions de soudage, les fissures s'amorcent et se propagent à partir de bavures latérales. Le fait que la résistance en fatigue est plus faible pour la condition D s'explique probablement par une énergie de soudage plus importante, qui se traduit par une ZAT plus molle (Figure 4-4). Pour une même distance parcourue par tour, l'énergie de soudage est plus importante lorsque le couple appliqué est plus grand (équation 1.4). Cependant, le couple dépend de la température du matériau à proximité de l'outil (via la contrainte d'écoulement). Il existe donc un couplage entre l'énergie de soudage et la température du matériau entraîné par l'outil. Cette dernière est plus basse lorsque la vitesse d'avance est plus importante puisque la chaleur dissipée en amont a moins de temps pour diffuser vers le matériau en aval.

### **5.5.3.2 Analyse fractographique**

L'analyse des faciès de rupture a permis d'établir avec précision les causes de la rupture pour chaque ensemble de paramètres considéré dans ce travail. La Figure 5-6 montre la distribution des sites d'amorçage ayant mené à une rupture en fatigue pour les cinq conditions de soudage considérées.

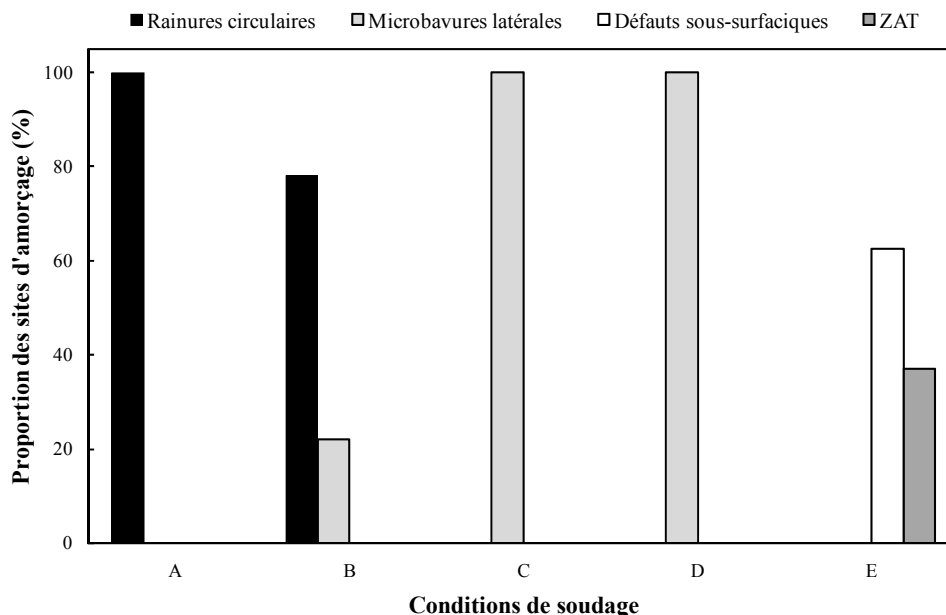


Figure 5-6: Distribution des sites d'amorçage pour les cinq conditions de soudage: A ( $\omega = 600$  rpm,  $v = 10$  mm/s,  $k = 1$  mm/tour); B ( $\omega = 900$  rpm,  $v = 10$  mm/s,  $k = 0,67$  mm/tour); C ( $\omega = 1200$  rpm,  $v = 10$  mm/s,  $k = 0,5$  mm/tour); D ( $\omega = 600$  rpm,  $v = 5$  mm/s,  $k = 0,5$  mm/tour); E ( $\omega = 600$  rpm,  $v = 2$  mm/s,  $k = 0,2$  mm/tour).

Lorsque le soudage est réalisé avec une grande distance parcourue par tour ( $k = 0,67$  et  $1$  mm/tour), la rupture résulte de l'amorçage de fissures au fond des rainures circulaires laissées par l'outil. Ce mode de rupture ne pourrait être éliminé que par l'utilisation d'une technique de parachèvement tel que le fraisage superficiel. Pour une distance parcourue par tour intermédiaire ( $k = 0,5$  mm/tour), la rupture a été initiée par la présence de fines bavures latérales microscopiques présentes sur les deux côtés du joint soudé. La formation de ces bavures est probablement due à une force verticale trop importante. Tel qu'expliqué à la section 5.5.2.1, l'optimisation de la force verticale a été faite sans tenir compte de ces défauts microscopiques. Un ajustement plus fin pourrait être fait sans avoir besoin d'une technique de parachèvement. D'autre part, un brossage simple et économique pourrait constituer un autre moyen efficace pour y arriver.



Enfin, l'analyse de la surface de rupture des échantillons obtenus avec la distance parcourue par tour la plus faible ( $k = 0,2$  mm/tour) a mis en évidence deux causes de rupture distinctes. Pour les joints de type A obtenus avec l'énergie de soudage la plus élevée, des ruptures se sont produites dans la ZAT à l'extérieur du joint soudé. L'adoucissement de la ZAT, démontré par une baisse de la microdureté dans cette zone, devient critique pour la résistance en fatigue en-dessous d'une certaine valeur de  $k$ . D'autres ruptures se sont produites dans le joint, causées par l'amorçage de fissures au fond de cavités sous-surfaciques formées lors de l'écoulement turbulent du matériau très chaud sous l'outil. Les deux types de ruptures observées pour  $k = 0,2$  mm/s sont causées par une énergie de soudage élevée.

### **5.5.3.3 Facteurs déterminants pour la résistance en fatigue**

La résistance en fatigue des joints soudés par frottement-malaxage est contrôlée par la compétition entre deux facteurs principaux. D'une part, une augmentation de  $k$  conduit à une augmentation de la taille (et de la profondeur) des rainures circulaires laissées par l'outil. Cette faiblesse mécanique s'est avérée être la plus sévère pour des distances parcourues par tour de 0,67 et 1 mm/tour. Le second facteur est l'énergie de soudage, dont la valeur augmente lorsque  $k$  diminue. Dans un tel cas, la rupture peut survenir à l'extérieur du joint, dans la ZAT fortement adoucie, ou dans le joint, causée par la présence de défauts formés lors de l'écoulement turbulent du matériau très chaud.

Dans la présente étude, un troisième facteur a été observé. Les bavures latérales ont été responsables de la rupture pour des valeurs intermédiaires de  $k$ . Ce facteur est différent des deux autres dans la mesure où son apparition est circonstancielle et parce qu'il ne semble pas dépendre de la distance parcourue par tour. Il pourrait peut-être être éliminé par une optimisation plus précise de la force verticale appliquée. En éliminant l'effet des bavures, il est très probable que la rupture serait causée par l'un des deux facteurs principaux, notamment les rainures circulaires laissées par l'outil. Pour les conditions C et D, la rupture serait survenue à partir des rainures s'il n'y avait pas eu de bavure.

## 5.6 Discussion sur la caractérisation microstructurale et mécanique

Dans cette thèse, la relation entre la microstructure du joint, incluant la présence de défauts, et ses propriétés mécaniques a été étudiée. Pour ce faire, des joints soudés de bonne qualité ont été fabriqués, puis soumis à des essais de traction et de fatigue. Leur microstructure et la topographie de leur surface ont parallèlement été caractérisées. Une étude fractographique a ensuite permis d'identifier les sources de rupture dans différentes conditions de soudage. Ces travaux expérimentaux ont permis de quantifier l'influence des divers défauts métallurgiques et mécaniques sur la résistance en fatigue. Les liens entre les paramètres de soudage (vitesse d'avance, vitesse de rotation de l'outil), la microstructure et les propriétés mécaniques ont pu être analysés. Les objectifs reliés aux travaux de caractérisation ont donc été atteints.

Dans les travaux de modélisation numérique, l'analyse de la condition de contact en fonction de la vitesse de rotation a permis de comprendre pourquoi le noyau des joints soudés a une forme concave lorsqu'une vitesse de rotation plus élevée est utilisée, alors qu'un noyau de forme convexe est obtenu pour une vitesse de rotation plus basse. De plus, la localisation en surface de la déformation qui se produit pour un contact glissant pourrait expliquer pourquoi il est difficile d'obtenir une profondeur de pénétration suffisante lorsque la vitesse de rotation augmente.

L'analyse de la condition de contact a permis d'amorcer la réflexion sur le rôle de la force verticale dans l'obtention d'un joint soudé de qualité. Une étude plus approfondie de ce rôle serait nécessaire pour optimiser plus précisément le procédé. La force verticale pourrait avoir une influence sur la présence de bavures latérales microscopiques de part et d'autre du joint soudé, un défaut néfaste pour la résistance en fatigue. Enfin, l'effet de la force verticale sur la condition de contact à l'interface devra être étudié. En particulier, la relation entre la force verticale et la sensibilité au manque de pénétration pourrait être précisée.

D'autre part, la caractérisation de la résistance en fatigue a permis de déterminer la fenêtre opératoire optimale. La Figure 5-7, déjà présentée au chapitre 4, montre que l'utilisation d'une distance parcourue par tour  $k$  de l'ordre de 0,2 à 0,4 mm/tour maximise la résistance en fatigue.

D'un côté, l'utilisation d'une valeur de  $k$  inférieure à 0,2 mm/tour serait désavantageuse puisque dans une telle situation l'adoucissement de la ZAT serait plus important et la présence de défauts sous-surfaciques serait stimulée. D'un autre côté, l'augmentation de la taille des rainures circulaires avec la distance parcourue par tour diminue la résistance en fatigue.

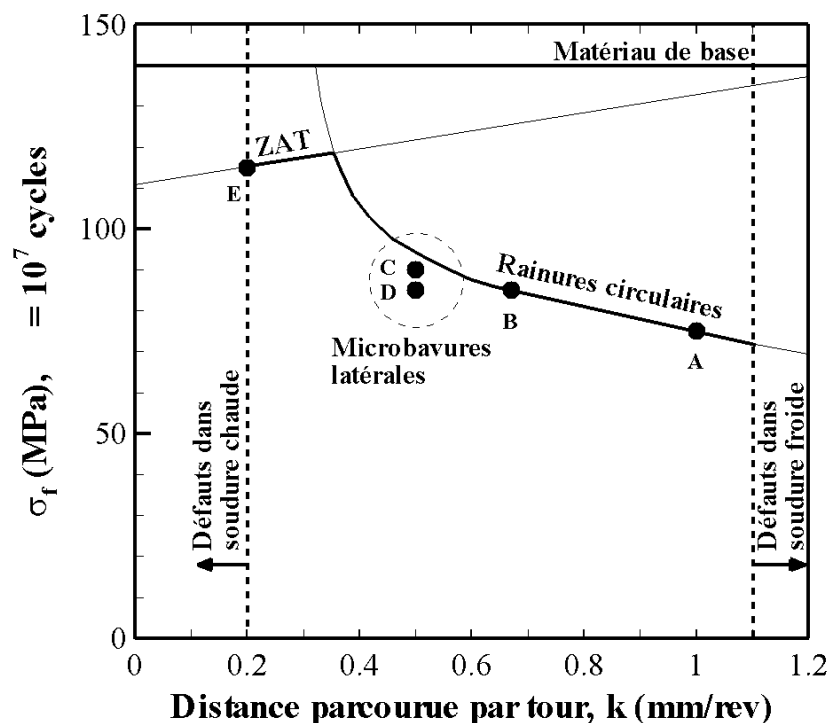


Figure 5-7: Influence de la distance parcourue par tour sur la résistance en fatigue à  $10^7$  cycles.

Une fois la valeur optimale de  $k$  déterminée, il y a lieu de se demander s'il est préférable d'utiliser une combinaison de vitesses d'avance et de rotation basses ou élevées. Les résultats obtenus à l'aide du modèle numérique montrent qu'une déformation en profondeur est plus facile à obtenir avec une vitesse de rotation plus faible, permettant de diminuer la sensibilité du soudage au manque de pénétration. Toutefois, en l'absence de manque de pénétration une vitesse de rotation plus faible mène à une résistance en fatigue inférieure (Figure 4-5). Ceci s'interprète par le fait que l'énergie de soudage est plus élevée. L'amorçage et la propagation sont plus faciles lorsque le matériau est davantage affecté par la chaleur. En définitive, de faibles vitesses de

rotation et d'avance doivent être utilisées pour obtenir la résistance en fatigue la plus élevée possible. Cet ensemble de paramètres devrait aussi comprendre la force verticale appliquée dont la valeur serait optimisée afin d'éviter la formation de bavures latérales microscopiques tout en réduisant le risque de déchirement superficiel.

Cette optimisation des paramètres de soudage dans le but d'obtenir de meilleures performances en fatigue, est désavantageuse sur le plan de la productivité. D'un point de vue industriel, il serait plus intéressant de réaliser le soudage à grande vitesse d'avance. Dans un tel cas, il serait avisé d'utiliser une vitesse de rotation assez élevée pour réduire la valeur de  $k$  et donc les risques de rupture dues aux rainures superficielles, mais suffisamment basse pour éviter les problèmes surfaciques comme le déchirement et la formation de défauts sous-surfaciques. Une attention particulière devrait être portée au problème de manque de pénétration, auquel les joints soudés dans de telles conditions pourraient être sensibles.

Une autre possibilité consisterait à souder à grande vitesse d'avance et à faible vitesse de rotation, tout en utilisant une technique de parachèvement permettant d'éliminer les rainures superficielles. Cette option a été explorée dans le présent travail de recherche. Le brossage est une méthode de parachèvement simple et économique. Un modèle de brosse (Figure 5-8) typiquement utilisée dans les ateliers de fabrication pour préparer les surfaces à souder a été installé sur l'équipement de soudage pour effectuer un deuxième passage sur le joint soudé.



Figure 5-8: Brosse en acier inoxydable.

Le brossage n'est pas apparu suffisant pour éliminer complètement les rainures superficielles, mais il permet d'atténuer la réduction de la résistance en fatigue (Figure 5-9). Il est intéressant de constater que le brossage, s'il n'améliore pas la résistance en fatigue pour une amplitude de contrainte élevée, a un effet bénéfique à haut nombre de cycles, lorsque l'amplitude de contrainte est plus faible.

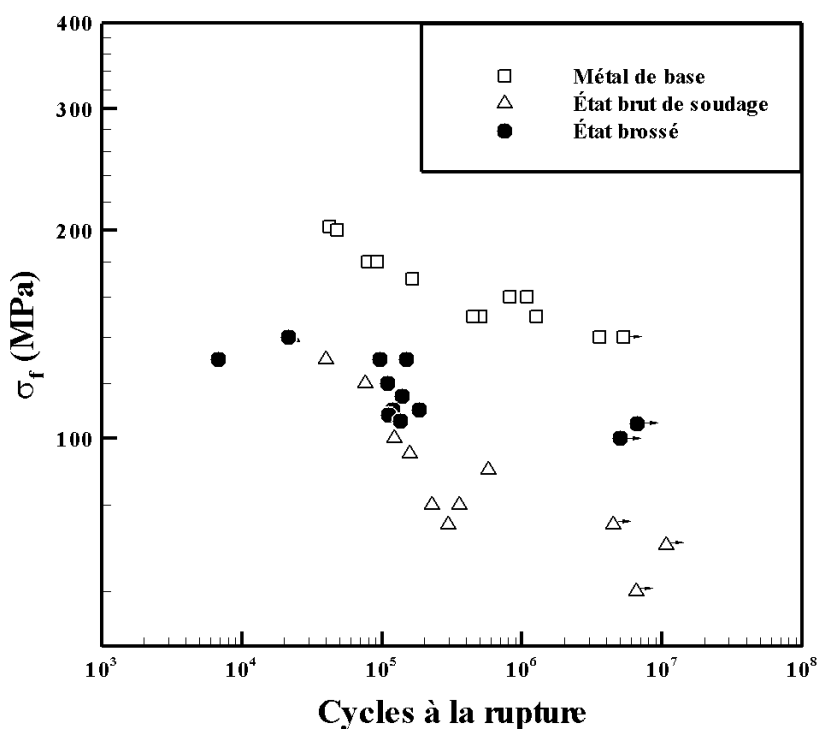


Figure 5-9: Effet du brossage sur la résistance en fatigue de joint FSW

( $\omega = 600$  rpm,  $v = 10$  mm/s)

Il serait judicieux d'étudier les effets du brossage plus en détail, notamment sur des rainures superficielles de différentes tailles et sur les microbavures latérales observées pour une valeur de  $k$  intermédiaire.

## CONCLUSIONS

Le procédé de soudage par frottement-malaxage constitue une technique d'assemblage prometteuse pour la fabrication de structures aéronautiques en aluminium. Le procédé existe depuis 1991, mais son développement s'est intensifié au cours des dernières années. Durant cette période est apparu un besoin important d'approfondir les connaissances sur les mécanismes physiques qui régissent la soudure ainsi que sur les propriétés mécaniques des joints soudés. C'est dans ce contexte que le présent travail s'est inscrit. Une démarche en deux volets a été suivie : d'abord, le procédé a été étudié théoriquement au moyen d'un modèle numérique permettant de calculer l'histoire thermomécanique subie par le matériau; ensuite, une étude systématique de caractérisation microstructurale et mécanique a été menée pour comprendre l'effet des paramètres de soudage sur les propriétés mécaniques du joint soudé. Le soudage a été réalisé sur des tôles minces de 2 mm et 2,3 mm en alliage d'aluminium 7075 durci par précipitation (état T6), qui sont couramment utilisées pour fabriquer l'enveloppe du fuselage d'un avion.

Le premier volet du travail a été consacré à l'étude des phénomènes thermiques et mécaniques se produisant lors du soudage et à l'interprétation de l'effet de l'histoire thermomécanique subie par le matériau sur sa microstructure. Les résultats obtenus ont permis d'atteindre les objectifs suivants :

- Un modèle viscoplastique par éléments finis a été développé afin de calculer l'histoire thermomécanique du matériau durant la phase d'attente du procédé, où le matériau est soumis seulement à un mouvement de rotation;
- Des paramètres physiques inconnus du modèle (consistance viscoplastique du matériau, coefficient de transfert de chaleur aux interfaces) ont été identifiés en ajustant le couple exercé par l'outil à celui mesuré expérimentalement;
- Les cartes de vitesses de déformation et les puissances de déformation et de frottement ont été calculées pour différents coefficients de frottement.

L'atteinte de ces objectifs a permis de tirer des conclusions importantes. D'abord, les conditions de contact à l'interface matériau/outil de soudage ont une grande influence sur la distribution des vitesses de déformation et sur la façon dont la chaleur est créée. Les résultats obtenus suggèrent que ces conditions de contact varient avec la vitesse de rotation de l'outil : plus l'outil tourne vite, plus il glisse sur le matériau, i.e. plus le coefficient de frottement est faible. À haute vitesse de rotation, le contact plus glissant mène à une forte puissance dissipée par le frottement en surface, mais à une vitesse de déformation faible dans l'épaisseur de la tôle et donc à une faible puissance dissipée par la déformation plastique. Au contraire, lorsque la vitesse de rotation est plus faible, le matériau est plus facilement malaxé par l'outil. La puissance de déformation plastique est alors plus élevée que la puissance de frottement. D'un point de vue pratique, ces conclusions montrent qu'une vitesse de rotation relativement basse peut être avantageuse puisqu'une déformation plastique plus profonde diminue le risque de manque de pénétration du soudage.

Le second volet du travail a consisté à faire la caractérisation microstructurale et mécanique de joints soudés pour différentes combinaisons de paramètres de soudage. Il a permis d'atteindre les objectifs suivants :

- Une procédure de fabrication systématique a été mise au point afin d'obtenir des joints soudés sans défauts apparents qui ont ensuite été soumis à la caractérisation;
- La résistance en traction et en fatigue de ces joints soudés a été mesurée en fonction du nombre de cycles et les causes de rupture ont été identifiées;
- Les effets respectifs de la vitesse de rotation, de la vitesse d'avance, de la distance parcourue par tour et de l'énergie de soudage sur la microstructure et les propriétés mécaniques du joint ont été analysés.

L'atteinte de ces objectifs a mené à une meilleure connaissance des liens existant entre les paramètres de soudage, la microstructure résultante du joint soudé et les propriétés mécaniques de ce dernier. En particulier, les défauts critiques pour la résistance en fatigue ont été identifiés. Il a été mis en évidence qu'une plus grande distance parcourue par tour (rapport élevé de la vitesse d'avance sur la vitesse de rotation) induit des rainures circulaires superficielles de plus grande

taille qui permettent un amorçage plus rapide des fissures, et réduisent donc la durée de vie en fatigue. D'un autre côté, une faible distance parcourue par tour fait augmenter l'énergie de soudage par unité de longueur. Dans ce cas, l'état de précipitation de l'alliage 7075-T6 est fortement altéré dans la zone affectée thermiquement. La résistance en fatigue, bien que plus élevée, peut être dans un tel cas déterminée par l'amorçage d'une fissure au niveau de cette faiblesse métallurgique. D'autres défauts peuvent aussi avoir un effet sur la résistance en fatigue. En effet, la présence de microbavures latérales, mises en évidence pour des valeurs intermédiaires de la distance parcourue par tour, s'est avérée critique. D'un point de vue pratique, ces conclusions montrent qu'une résistance en fatigue optimale peut être obtenue en utilisant une faible distance parcourue par tour, tout en limitant l'énergie de soudage et en éliminant les microbavures latérales. Dans le cas étudié, une valeur de  $k$  comprise entre 0,2 mm/tour et 0,4 mm/tour serait convenable.

Des recommandations peuvent être émises en vue de travaux futurs. Le modèle développé dans ce travail pourrait être amélioré en utilisant une loi de comportement élasto-viscoplastique. Le fait de considérer la partie élastique de la déformation serait utile, en particulier pour mieux comprendre la relation entre la force verticale appliquée et le couple exercé par l'outil. Le temps de calcul pourrait être réduit en utilisant une station de travail avec plusieurs processeurs travaillant en parallèle. Un autre moyen serait d'utiliser une option du code FORGE qui permet de résoudre les problèmes axisymétriques en deux dimensions tout en ayant une troisième composante de vitesse autour de l'axe de rotation. Pour un temps de calcul donné, travailler en deux dimensions permettrait de faire l'intégration temporelle avec un maillage plus fin pour mieux capter les gradients de déformation et de température.

Au chapitre de la caractérisation mécanique, il serait judicieux d'étudier l'effet de la force verticale sur la présence de microbavures, ou encore de développer une méthode de parachèvement efficace et peu coûteuse qui permettrait d'éliminer ce défaut. L'effet d'une telle méthode (brossage, galetage, grenailage, etc.) sur les propriétés mécaniques du joint pourrait être bénéfique et devrait aussi être étudié.



## BIBLIOGRAPHIE

- Arbegast, W. J. (2007). Application of Friction Stir Welding and Related Technologies. In R. S. Mishra & M. W. Mahaney (éds.), *Friction Stir Welding and Processing* (pp. 273-308). Materials Park, OH, USA: ASM International.
- Askari, A., Silling, S., London, B., & Mahoney, M. (2001). In K. V. Jata, M. W. Mahoney, R. S. Mishra, S. L. Semiatin & D. P. Field (éds.), *Friction Stir Welding and Processing* (pp. 43-50). Warrendale, PA, USA: TMS.
- Bailon, J.-P., & Dorlot, J.-M. (2005). *Des Matériaux*. Montreal, Canada: Presses Internationales Polytechnique.
- Barnes, J. E., McMichael, J., & Reynolds, A. P. (2006). Effects of friction stir welding defects on 7075 joint strength and fatigue life. *6th International Symposium on Friction Stir Welding, St-Sauveur, Canada* TWI.
- Bastier, A., Maitournam, M. H., Dang Van, K., & Roger, F. (2006). Steady state thermomechanical modelling of friction stir welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, 11(3), 278-288.
- Bolser, D., Talwar, R., & Lederich, R. (2005). Mechanical and corrosion properties of friction stir welded 7050-T7451 aluminium alloy. *Welding in the World*, 49(3-4), 27-33.
- Booth, D., & Sinclair, I. (2002). Fatigue of friction stir welded 2024-T351 aluminium alloys. *Materials Science Forums*, 396(402), 1671-1676.

- Buffa, G., Hua, J., Shivpuri, R., & Fratini, L. (2006). A continuum based fem model for friction stir welding - model development. *Materials Science and Engineering A*, 419, 389-396.
- Burford, D. A., Tweedy, B. M., & Widener, C. A. (2006). Influence of shoulder configuration and geometric features on FSW tranck properties. *6th International Symposium on Friction Stir Welding, St-Sauveur, Canada TWI*.
- Bussu, G., & Irving, P. E. (2003). The role of residual stress and heat affected zone properties on fatigue crack propagation in friction stir welded 2024-T351 aluminium joints. *International Journal of Fatigue*, 25, 77-88.
- Chao, Y. J., & Qi, X. (1998). Thermal and thermo-mechanical modeling of friction stir welding of aluminum alloy 6061-T6. *Journal of Materials Processing & Manufacturing Science*, 7, 215-233.
- Chao, Y. J., Qi, X., & Tang, W. (2003). Heat transfer in friction stir welding - Experimental and numerical studies. *Transactions of the ASME*, 125, 138-145.
- Chen, Z. W., Pasang, T., Qi, Y., & Perris, R. (2006). Tool-workpiece interface and shear layer formed during friction stir welding. *6th International Symposium on Friction Stir Welding, St-Sauveur, Canada TWI*.
- Chenot, J.-L., & Massoni, E. (2006). Finite element modelling and control of new metal forming processes. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 46(11), 1194-1200.

- Colegrove, P. A., & Shercliff, H. R. (2003). Experimental and numerical analysis of aluminium alloy 7075-T7351 friction welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, 8(5), 360-368.
- Colegrove, P. A., & Shercliff, H. R. (2004). Development of trivex friction stir welding tool. Part 2 - Three-dimensional flow modelling. *Science and Technology of Welding*, 9, 352-361.
- Colegrove, P. A., & Shercliff, H. R. (2004). Modelling the friction stir welding of aerospace alloys. *5th International Symposium on Friction Stir Welding, Metz, France TWI*.
- Colegrove, P. A., & Shercliff, H. R. (2005). 3-Dimensional CFD modelling of flow round a threaded friction stir welding tool profile. *Journal of Materials Processing Technology*, 169, 320-327.
- De Vuyst, T., D'Alvise, L., Simar, A., de Meester, B., & Pierret, S. (2005). Finite element modelling of friction stir welding of aluminium alloy plates - Inverse analysis using a genetic algorithm. *Welding in the World*, 49(3/4), 47-55.
- De Vuyst, T., Magotte, O., Robineau, A., Goussain, J.-C., & D'Alvise, L. (2006). Multiphysics simulation of the material flow and temperature field around FSW tool. *6th International Symposium on Friction Stir Welding, St-Sauveur, Canada TWI*.
- Dickerson, T. L., & Przydatek, J. (2003). Fatigue of friction stir welds in aluminium alloys that contain root flaws. *International Journal of Fatigue*, 25, 1399-1409.

- Dong, P., Lu, F., Hong, J. K., & Cao, Z. (2001). Coupled Thermomechanical Analysis of Friction Stir Welding Using Simplified Models. *Science and Technology of Welding and Joining*, 6(5), 281-287.
- Dubourg, L., & Dacheux, P. (2006). Design and properties of FSW tools: a literature review. *6th International Symposium on Friction Stir Welding, St-Sauveur, Canada* TWI.
- Dubourg, L., Gagnon, F.-O., Nadeau, F., St-Georges, L., & Jahazi, M. (2006). Process window optimization for FSW of thin and thick sheet Al alloys using statistical methods. *6th International Friction Stir Welding Symposium, St-Sauveur, Canada* TWI.
- Ericsson, M., & Sandström, R. (2003). Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG. *International Journal of Fatigue*, 25, 1379-1387.
- Flores, O. V., Kennedy, C., Murr, L. E., Brown, D., Pappu, S., & Nowak, B. M. (1998). Microstructural issues in a friction stir welded aluminum alloy. *Scripta Materialia*, 38(5), 703-708.
- Fourment, L., Guerdoux, S., Miles, M., & Nelson, T. (2004). Numerical simulation of the friction stir welding process using both lagrangian and arbitrary lagrangian eulerian formulations. *5th International Symposium on Friction Stir Welding, Metz, France* TWI.
- Fratini, L., & Pasta, S. (2006). Fatigue resistance of AA2024-T4 friction stir welding joints: influence of process parameters. *Fatigue 2006: 9th International Fatigue Congress, Atlanta, USA* Elsevier.

- Frigaard, O., Grong, O., & Midling, O. T. (2001). A process model for friction stir welding of age hardening aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32A, 1189-1200.
- Gallais, C., Denquin, A., Pic, A., Simar, A., Pardoën, T., & Bréchet, Y. (2004). Modelling the relationship between process parameters, microstructural evolutions and mechanical behaviour in a friction stir welded 6XXX aluminium alloy. *5th International Symposium on Friction Stir Welding, Metz, France* TWI.
- Genevois, C., Deschamps, A., Denquin, A., & Doisneau-Cottignies, B. (2005). Quantitative investigation of precipitation and mechanical behaviour for AA2024 friction stir welds. *Acta Materialia*, 53(8), 2447-2458.
- Genevois, C., Deschamps, A., & Vacher, P. (2006). Comparative study on local and global mechanical properties of 2024 T351, 2024 T6 and 5251 O friction stir welds. *Materials Science and Engineering A*, 415, 162-170.
- Guerdoux, S. & Fourment, L. (2009) A 3D numerical simulation of different phases of friction stir welding, *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 17, 1-32.
- Gerlich, A., Su, P., & North, T. H. (2005). Friction stir spot welding of Mg-alloys for automotive applications. *2005 TMS Annual Meeting, San Francisco, USA* (pp. 383-388) Minerals, Metals and Materials Society.
- Gerlich, A., Yamamoto, M., & North, T. H. (2008). Local melting and tool slippage during friction stir spot welding of Al-alloys. *Journal of Materials Science*, 43, 2-11.

- Guerra, M., Schmidt, C., McClure, J. C., Murr, L. E., & Nunes Jr., A. C. (2003). Flow patterns during friction stir welding. *Materials Characterization*, 49(2), 95-101.
- Heurtier, P., Jones, M. J., Desrayaud, C., Driver, J. H., Montheillet, F., & Allehaux, D. (2006). Mechanical and thermal modelling of friction stir welding. *Journal of Material Processing Technology*, 171(3), 348-357.
- Humphreys, F. J., & Hatherly, M. (2004). *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Oxford, UK: Elsevier.
- James, M. N., Bradley, G. R., Lombard, H., & Hattingh, D. G. (2005). The relationship between process mechanisms and crack paths in friction stir welded 5083-H321 and 5383-H321 aluminium alloys. *Fatigue and Fracture Engineering in Materials and Structures*, 28, 245-256.
- Jata, K. V. (2000). Friction stir welding of high strength aluminium alloys. *Materials Science Forums*, 331(3), 1701-1712.
- Jata, K. V., Sankaran, K. K., & Ruschau, J. J. (2000). Friction-stir welding effects on microstructure and fatigue of aluminium alloy 7050-T7451. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 31A, 2181-2192.
- Jata, K. V., & Semiatin, S. L. (2000). Continuous dynamic recrystallization during friction stir welding of high strength aluminum alloys. *Scripta Materialia*, 43(8), 743-749.

- John, R., Jata, K. V., & Sadananda, K. (2003). Residual stress effects on near-threshold fatigue crack growth in friction stir welds in aerospace alloys. *International Journal of Fatigue*, 25, 939-948.
- Kallgren, T., Jin, L.-Z., & Sandström, R. (2004). Finite element modelling of friction stir welding on copper canister. *5th International Symposium on Friction Stir Welding, Metz, France* TWI.
- Khandkar, M. Z. H., & Khan, J. A. (2001). Thermal modelling of overlap friction stir welding for Al-alloys. *Journal of Material Processing & Manufacturing Science*, 7(2), 215-233.
- Khandkar, M. Z. H., Khan, J. A., & Reynolds, A. P. (2003). Prediction of temperature distribution and thermal history during friction stir welding: input torque based model. *Science and Technology of Welding and Joining*, 8(3), 165-174.
- Kim, Y. G., Fujii, H., Tsumura, T., Komazaki, T., & Nakata, K. (2006). Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy. *Materials Science and Engineering A*, 415, 250-254.
- Kurt, A., Uygur, I., & Ates, H. (2006). The effect of shoulder diameter to weldability on the friction stir welding. *6th International Symposium on Friction Stir Welding, St-Sauveur, Canada* TWI.
- Lee, W.-S., Sue, W.-C., Lin, C.-F., & Wu, C.-J. (2000). The strain rate and temperature dependance of the dynamic impact properties of 7075 aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 100, 116-122.

- Liu, G., Murr, L. E., Niou, C.-S., McClure, J. C., & Vega, F. R. (1997). Microstructural aspects of the friction stir welding of 6061-T6 aluminum. *Scripta Materialia*, 37(3), 355-361.
- Lomolino, S., Tovo, R., & Dos Santos, J. (2005). On the fatigue behaviour and design curves of friction stir butt-welded Al alloys. *International Journal of Fatigue*, 27(3), 305-316.
- McNelley, T. R., Swaminathan, S., & Su, J. Q. (2008). Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys. *Scripta Materialia*, 58, 349-354.
- Mishra, R. S., & Ma, Z. Y. (2005). Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering R*, 50, 1-78.
- Murr, L. E., Liu, G., & McClure, J. C. (1997). Dynamic recrystallization in friction stir welding of aluminum alloy 1100. *Journal of Material Science Letters*, 16(22), 1801-1803.
- Murr, L. E., Liu, G., & McClure, J. C. (1998). TEM study of precipitation and related microstructures in friction stir welded 6061 aluminum. *Journal of Materials Science*, 33(5), 1243-1251.
- Nandan, R., Lienert, T. J., & Debroy, T. (2008). Toward reliable calculations of heat and plastic flow during friction stir welding of Ti-6Al-4V alloy. *International Journal of Materials Research*, 99, 434-444.
- Nandan, R., Roy, G. G., & Debroy, T. (2006). Numerical simulation of three-dimensional heat transfer and plastic flow during friction stir welding. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37A(4), 1247-1259.



- Peel, M., Steuwer, A., Preuss, M., & Withers, P. J. (2003). Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds. *Acta Materialia*, 51(16), 4791-4801.
- Peel, M. J., Steuwer, A., Withers, P. J., Dickerson, T., Shi, Q., & Shercliff, H. (2006). Dissimilar friction stir welds in AA5083-AA6082. Part I: Process parameter effects on thermal history and weld properties. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37(7), 2183-2193.
- Pepe, N., Vilaca, P., Quintino, L., Reis, L., & De Freitas, M. (2006). Fatigue behavior of shipbuilding aluminium alloy welded by friction stir welding. *Fatigue 2006: 9th International Fatigue Congress, Atlanta, USA* Elsevier.
- Prevey, P., & Mahoney, M. (2003). Improved fatigue performance of friction stir welds with low plasticity burnishing: Residual stress design and fatigue performance assessment. *Thermec 2003 - Processing and Manufacturing of Advanced Materials, Madrid, Espagne* (Vol. 426-432, pp. 2933-2940)Trans Tech Publications.
- Reynolds, A. P., Lockwood, W. D., & Seidel, T. U. (2000). Processing-property correlation in friction stir welds. *Materials Science Forums*, 331(2), 1719-1724.
- Reynolds, A. P., Tang, W., Khandkar, Z., Khan, J. A., & Lindner, K. (2005). Relationship between weld parameters, hardness distribution and temperature history in alloy 7050 friction stir welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, 10(2), 190-199.
- Rosenthal, D., & Schmerber, R. (1938). Thermal study of arc welding : Verification of theoretical formulas. *Welding Journal (New York)*, 17(4), Supp. 2-8.

- Rule, W. K., & Jones, S. E. (1998). A revised form for the Johnson-Cook strength model. *International Journal of Impact Engineering*, 21(8), 609-624.
- Sato, Y. S., Kurihara, Y., & Kokawa, H. (2006). Microstructural characteristics of dissimilar butt friction stir welds of AA7075 and AA2024. *6th International Symposium on Friction Stir Welding*, St-Sauveur, Canada TWI.
- Schmidt, H., & Hattel, J. (2004). Modelling thermomechanical conditions at the tool/matrix interface in friction stir welding. *5th International Symposium on Friction Stir Welding*, Metz, France.
- Schmidt, H., & Hattel, J. (2005). A local model for the thermomechanical conditions in friction stir welding. *Modelling and Simulation in Material Science and Engineering*, 13(1), 77-93.
- Schmidt, H., Hattel, J., & Wert, J. (2004). An analytical model for the heat generation in friction stir welding. *Modelling and Simulation in Material Science and Engineering*, 12, 143-157.
- Schmidt, H. N. B., Dickerson, T. L., & Hattel, J. H. (2006). Material flow in butt friction stir welds in AA2024-T3. *Acta Materialia*, 54, 1199-1209.
- Schneider, J., Beshears, R., & Nunes Jr., A. C. (2006). Interfacial sticking and slipping in the friction stir welding process. *Materials Science and Engineering A*, 435-436, 297-304.

- Schneider, J. A., & Nunes Jr., A. C. (2004). Characterization of plastic flow and resulting microtextures in a friction stir weld. *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing*, 35(4), 777-783.
- Sheppard, T., & Jackson, A. (1997). Constitutive equations for use in prediction of flow stress during extrusion of aluminium alloys. *Materials Science and Technology*, 13(3), 203-209.
- Shuckla, A. K., & Beaslack III, W. A. (2006). Effect of process conditions on microstructure evolution and mechanical properties of friction stir welded thin sheet 2024-T3. *6th International Symposium on Friction Stir Welding, St-Sauveur, Canada TWI*.
- Simar, A., De Meester, B., Brechet, Y., & Pardoën, T. (2006). Microstructural evolution and local mechanical properties evolution throughout friction stir welds in Al 6005A. *6th International Symposium on Friction Stir Welding, St-Sauveur, Canada TWI*.
- Simar, A., Lecomte-Beckers, J., Pardoën, T., & de Meester, B. (2006). Effect of boundary conditions and heat source distribution on temperature distribution in friction stir welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, 11(2), 170-177.
- Simar, A., Pardoën, T., & De Meester, B. (2004). Influence of friction stir welding parameters on the power input and temperature distribution in aluminium alloys. *5th International Symposium on Friction Stir Welding, Metz, France TWI*.
- Su, J.-Q., Nelson, T., Mishra, R. S., & Mahoney, M. (2003). Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium. *Acta Materialia*, 51(3), 713-729.

- Su, J.-Q., Nelson, T., & Sterling, C. J. (2005). Microstructure evolution during FSW/FSP of high strength aluminum alloys. *Materials Science and Engineering A*, 405(1-2), 277-286.
- Su, J.-Q., Nelson, T., & Sterling, C. J. (2006). Grain refinement of aluminum alloys by friction stir processing. *Philosophical Magazine*, 86(1), 1-24.
- Thomas, W. M., Nicholas, E. D., Needham, J. C., Murch, M. G., Templesmith, P., & Dawes, C. J. (1991). *Improvements relating to friction welding* 0 615 480 B1. PCT/GB92/02203. Consulté le, tiré de.
- Uematsu, Y., Tokaji, K., Shibata, H., Tozaki, Y., & Ohmune, T. (2009). Fatigue behaviour of friction stir welds without neither welding flash nor flaw in several aluminium alloys. *International Journal of Fatigue*, 31, 1443-1453.
- Ulysse, P. (2002). Three-dimensional modelling of the friction stir welding process. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 42(14), 1549-1557.
- Vaidya, W. V., Kocak, M., Seib, E., Assler, H., & Hackius, J. (2004). Mechanical behavior of laser beam and friction stir welded aluminium alloys for airframes. *Welding in the World*, 48(-), 261-273.
- Wagoner, R. H., & Chenot, J.-L. (2001). *Metal forming analysis*. New York, USA: Cambridge University Press.
- Yan, J., Sutton, M. A., & Reynolds, A. P. (2005). Process-structure-property relationships for nugget and heat affected zone regions of AA2024-T351 friction stir welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, 10(6), 725-736.

- Yang, B., Yan, J., Sutton, M. A., & Reynolds, A. P. (2004). Banded microstructure in AA2024-T351 and AA2524-T351 aluminum friction stir welds. Part I. Metallurgical studies. *Materials Science and Engineering A*, 364(1-2), 55-65.
- Zhao, Y.-H., Lin, S.-B., Wu, L., & Qu, F.-X. (2005). The influence of pin geometry on bonding and mechanical properties in friction stir weld 2014 Al alloy. *Materials Letters*, 59(23), 2948-2952.
- Zhou, C., Yang, X., & Luan, G. (2005). Fatigue properties of friction stir welds in Al 5083 alloy. *Scripta Materialia*, 53(10), 1187-1191.
- Zhou, C., Yang, X., & Luan, G. (2006). Effect of root flaws on the fatigue property of friction stir welds in 2024-T3 aluminium alloys. *Materials Science and Engineering A*, 418(1), 155-160.